

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

Ministère de L'Enseignement Supérieur et de la Recherche  
Scientifique

Ecole Nationale Polytechnique

Département de Métallurgie



المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات  
BIBLIOTHEQUE — المكتبة  
Ecole Nationale Polytechnique

Mémoire pour l'Obtention du Diplôme  
d'Ingénieur  
d'Etat en Métallurgie

**THEME :**

**Traitements Thermiques de Simulation de la ZAT et  
Caractérisation Métallurgique et Ultrasonore d'un  
Acier 15CD4-05**

Dirigé par :

Mr Z. CHERROUF (Promoteur)  
M<sup>me</sup> N. KECHOUD (Co-promotrice)  
Mr S. OUALLAM (Co-promoteur)

Présenté par :

Mr BENABDERRAHMANE Lotfi

**PROMOTION 2001**

E.N.P 10, Avenue Hassen Badi El Harrach ALGER

# Dédicaces

---

---

المدرسة الوطنية المتعددة التقنيات  
BIBLIOTHEQUE — المكتبة  
Ecole Nationale Polytechnique

Je dédie ce mémoire

A mes très chers parents qui m'ont toujours soutenu et encouragé

A mon frère et mes soeurs

Ainsi qu'à toute ma famille en particulier mon oncle Redouane et à tous mes amis : Farid, Rafik , Noureddine .



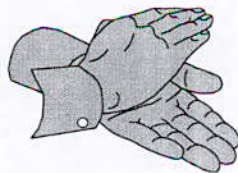
# Remerciements

Je tiens à remercier Mme N. Kechoud , Mr S.Ouallam et Mr Z.Cherrouf de m'avoir encadré et dirigé pour la réalisation de ce projet .

Ainsi, je tiens à présenter mes remerciements à tous mes enseignants pour m'avoir aidé et dirigé tout le long de mon cursus universitaire.

Ma vive gratitude à Messieurs C.Tebib et Goumari sans oublier leur responsable Mr Maouche de GTP/Reghaia et à Messieurs Akroum et Hamadane de la BCL/BLIDA et à toute l'équipe du laboratoire de caractérisation et de l'instrumentation de CSC à leur tête Mr Badidi, ainsi que l'équipe de l'atelier soudo-mécanique

Mes remerciements vont également à tous ceux qui ont de près ou de loin contribué à la finalisation de ce modeste travail.



إن الإسهام الحراري خلال عملية التلحيم تولد ظواهر تعدينية يصعب التحكم فيها بسبب التغير الحراري الكبير الذي يسبب تحولات بنيوية و تحولات في الشكل حيث أن بعضها تمثل خطرا على المجموعة الملحمة. ف جاء عملنا لدراسة هذه الآثار بواسطة معالجات حرارية معينة على ال 15 CD 4-05.

مكنتنا هذه المعالجة من التوصل إلى مجموعة معلومات تستخدم كقاعدة معطيات لتحليل الظواهر التعدينية المترتبة عن سلسلة التلحيم و بإجراء تمييز بطرق بحث مدمرة و غير مدمرة.

**RESUME :**

Durant l'opération de soudage, l'apport de chaleur engendre des phénomènes métallurgiques difficilement maitrisable à cause du fort gradient thermique, qui génère des transformations structurales, et de phases dont certaines sont néfastes pour les ensembles soudés. c'est pourquoi nous avons envisagé de simuler ces effets par des traitements thermiques spécifiques sur le 15CD4-05.

Ces traitements nous ont permis d'avoir un ensemble d'informations servant de base de données à une analyse des phénomènes métallurgiques d'une séquence de soudage et en procédant aussi à une caractérisation par des méthodes d'investigation destructives et non destructives.

**ABSTRACT :**

During the operations of welding, heat supply generates metallurgical phenomena which are difficult to control because of the great thermal gradient, that generates structural transformations and transformations of phase some of which are specific thermal treatments on the 15CD4-05.

These treatments have allowed us to get a set of information serving as a data base for the analysis of metallurgical phenomena of a sequence of welding and by proceeding also by a characterization by destructive and non destructive methods of investigation.

Mots clés : Soudage, Traitement thermique, Métallographie, Acier faiblement allié

# Sommaire

Introduction .....	01
--------------------	----

## *Partie bibliographique*

### **Chapitre 1 : Métallurgie du soudage**

1- Introduction .....	02
2- Les différentes zones d'un assemblage soudé .....	02
3- Notion du cycle thermique .....	04
4- Caractères généraux des cycles thermiques et de répartition thermique .....	06
4.1- Notions d'états quasi-stationnaires .....	06
4.2- Cycle thermique du soudage .....	07
4.3- Répartition thermique du soudage.....	08
4.4- Soudage en plusieurs passes .....	09
5- Courbe TRC .....	11
5.1- Courbe TRC-soudage .....	11
5.1.1- Transformation perlitique en soudage .....	12
5.1.2- Transformation martensitique en soudage .....	13
6- Soudabilité .....	13
6.1- Introduction .....	13
6.2- Définition .....	14
7- Notion du carbone équivalent .....	14
8- Fissuration à froid .....	15
8.1- Remèdes à la fissuration .....	16
8.1.1- Préchauffage .....	16
8.1.2- Postchauffage .....	16

### **Chapitre 2 : Les traitements thermiques**

1- Généralités sur le traitements thermiques .....	17
1.1- Introduction .....	17
1.2- Cycle d'un traitement thermique .....	17
2- Diagramme d'équilibre .....	18
2.1- Diagramme Fer-Carbone métastable.....	18
2.2- Les constituants d'équilibre des alliages Fer-Carbone .....	18
2.3- Influence des éléments sur le diagramme d'équilibre .....	21
2.4- Influence des éléments chrome et molybdène sur les aciers faiblement alliés .....	21
2.5- Influence sur la transformation eutectoïde .....	21
2.6- Influence sur le domaine austénitique .....	23
2.7- Influence sur la stabilité des carbures .....	24
2.8- Influence sur les caractéristiques mécaniques .....	26
3- Notions sur l'austénitisation des aciers .....	28
3.1- Paramètres d'austénitisation .....	28

3.2- Transformations de l'austénite .....	29
4- Les différents types de traitement thermique .....	31
4.1- La trempe .....	31
4.1.1- La trempabilité .....	31
4.1.2- Types de trempe .....	32
a- Trempe martensitique .....	32
b- Trempe bainitique .....	32
4.1.3- Rôle de trempe .....	33
4.2- Revenu .....	33
a- Revenu de détente .....	33
b- Revenu (banal) .....	33
c- Revenu de durcissement .....	33
4.2.1- Evolution des caractères mécaniques au cours du revenu .....	34
4.3- Recuit .....	34
4.3.1- Recuit de normalisation .....	35
4.3.2- Recuit complet .....	35
4.3.3- Recuit de régénération .....	35
4.3.4- Recuit d'adoucissement .....	35

### Chapitre 3 : Les ondes ultrasonores

1- Introduction sur les contrôles non destructifs .....	36
2- Les ultrasons .....	36
3- Les différents types d'ondes .....	36
4- Impédance acoustique .....	37
5- Propagation d'un milieu isotrope à un autre .....	38
5.1- Réflexion et transmission sous incidence normale .....	38
5.2- Réflexion et transmission sous incidence oblique.phénomène de conversion de mode .....	39
6- Atténuation des ondes ultrasonores dans le solide .....	41
6.1- Introduction .....	41
6.2- L'absorption .....	41
6.3- La diffusion .....	42

### *Partie expérimentale*

### Chapitre 4 : Caractérisation destructive et non destructive

1- Introduction .....	44
2- Choix du matériau et analyse chimique .....	45
2.1- Analyse et comportement des éléments influents .....	46
2.2- Usinage et dimensions des échantillons .....	46
3- Traitement thermique .....	47
3.1- Choix des températures .....	47
3.2- Choix des temps de maintiens .....	47

4- Analyse métallographique .....	48
4.1- Le Polissage .....	48
4.2.- Attaque chimique .....	48
4.3- Observation micrographique .....	49
4.4- Interprétation des micrographies .....	54
a- Caractérisation destructive	
1- Essai de dureté vickers .....	56
1.1- But de l'essai .....	56
1.2- Principe de l'essai .....	56
1.3- Résultats de l'essai de dureté .....	56
1.4- Interprétation .....	58
2- Essai de résilience .....	59
2.1- But de l'essai .....	59
2.2- Principe de l'essai .....	59
2.3- Résultats de l'essai de résilience .....	61
2.4- Interprétation .....	63
Conclusion .....	63
b- Caractérisation ultrasonore	
1- Introduction .....	64
2- Description de l'appareillage de mesure .....	64
3- Méthode par écho .....	64
3.1- Mesure des vitesses des ondes longitudinales en incidence normale .....	65
3.2- Mesure des atténuations .....	68
3.2.1- Interprétation .....	71
Conclusion générale .....	74
Référence bibliographique	



# Introduction

Dans les constructions soudées, les aciers les plus utilisés sont des aciers de construction à haute limite élastique .

Le comportement des matériaux lors d'un apport de chaleur lors du soudage engendre des variations structurales complexes et incontrôlable sur une distance variable avec le type de procédé de soudage utilisé .

Cette zone de variations physico-chimiques, par conséquent variation des caractéristiques mécaniques, est appelée zone affectée thermiquement (ZAT) .

Le but de notre travail est de reproduire certaines structures métallographiques susceptibles de se produire lors d'une séquence de soudage d'un acier faiblement allié du type 15CD4-05 et procéder à une caractérisation destructive et non destructive pour comprendre les mécanismes métallurgiques.

Ces phénomènes et ses conséquences ne peuvent être analysés si facilement sur des soudures réelles à cause du fort gradient microstructural, c'est pour cela qu'on a procédé à une simulation thermique par un traitement thermique adéquat permettant une approche à celui du cycle de soudage .

Notre travail comprend quatre chapitres : le premier est consacré à la métallurgie de soudage, le second aux traitements thermiques, le troisième aux ondes ultrasonores et le dernier à la caractérisation destructive et non destructive avec des interprétations et finalement une conclusion .



*Partie Bibliographique*

# Chapitre 1

---

---

## □ *Métallurgie du soudage*

- Introduction
- Les différentes zones d'un assemblage soudé
- Notion du cycle thermique
- Caractères généraux des cycles thermiques
- Courbes TRC
- Soudabilité
- Notion du carbone équivalent
- Fissuration à froid

## 1- Introduction :

Le soudage est un processus qui consiste à assembler deux pièces métalliques pour les rendre solidaires l'une à l'autre, et cela en les rapprochant et en réchauffant l'endroit de leur contact jusqu'à l'état plastique de fusion avec ou sans métal d'apport.

L'opération de soudage est caractérisée par trois aspects [1] :

### - Aspect thermique :

Puisque les parois limitant la partie fondue, c'est à dire la zone contiguë à celle de la fusion, sont soumises à un chauffage à l'état solide, suivie d'un refroidissement ; cette partie subit des transformations structurales en rapport avec la température maximale atteinte, ainsi que les lois de refroidissement auxquelles sont soumises les différentes zones adjacentes à l'interface fondue.

### - Aspect chimique :

Par les réactions chimiques qui peuvent s'effectuer entre le métal fondu et le milieu environnant aussi bien en atmosphère gazeux ou fondant (laitier).

### - Aspect thermomécanique :

La localisation de la fusion entraîne une hétérogénéité thermique très marquée de la masse métallique. Ceci provoque des retraites à la solidification et dilatation thermique qui agissent simultanément pour engendrer déformations et contraintes résiduelles au niveau des joints soudés.

## 2- Les différentes zones d'un assemblage soudé :

Dans les assemblages soudés par fusion on rencontre les zones suivantes (fig.1) :

### - Le métal de base (MB) :

C'est le métal des pièces à assembler, ces pièces peuvent être en métaux semblables ou de nature différente. Le métal de base est soumis à un traitement thermique variable suivant le point considéré ; de ce fait il est le siège de transformation d'ordre physico-chimique.

### - Zone fondue :

Dans les soudures par fusion, le bain est formé du métal de base seul (lorsque la soudure est effectuée sans métal d'apport) ou du mélange de métal de base et de métal d'apport à l'état liquide. Le métal composant le bain de fusion

prend, après solidification, le nom de métal fondu et le volume qu'il occupe est nommé zone fondue [2].

### - Zone affectée thermiquement (ZAT) :

Partie du métal de base qui n'a pas été fondue, mais dont les propriétés mécaniques ou la microstructure ont été modifiées à un degré quelconque par la chaleur de soudage. Dans cette zone on distingue, dans le cas des soudures exécutées sur des métaux ayant un point de transformation, une zone de transformation contiguë à la soudure et dans laquelle la température a été suffisante pour entraîner une transformation dite allotropique de la structure et, donc, une modification des propriétés physiques du métal, sans qu'il y ait eu changement de sa composition chimique. Dans l'autre partie de la zone affectée thermiquement, il n'y a pas eu transformation allotropique, mais seulement modification, par exemple, de la grosseur et/ou de la forme des grains du métal [2].

### - Zone de liaison :

Zone marquant la frontière entre la zone fondue et la zone affectée thermiquement ; en quelque sorte, c'est la limite entre le métal qui a été fondu et s'est solidifié et le métal qui est resté à l'état solide au cours de l'opération de soudage [2].

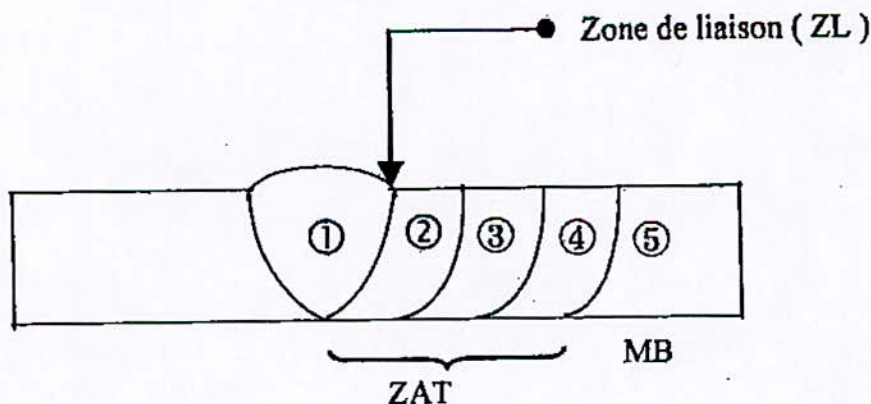


Fig.1 Les différentes zones d'un assemblage soudé.

- ① Zone fondue .
- ② Zone de surchauffe au voisinage de la zone de fusion ( $\theta > 1100^{\circ}\text{C}$ ) ou se produit un grossissement exagéré de la structure.
- ③ Zone de recuit (austénitisation), température comprise entre  $900^{\circ}\text{C}$  . et  $1000^{\circ}\text{C}$ , pour laquelle la structure reste affinée.
- ④ Zone partiellement austénitisée A1-A3 .
- ⑤ Zone non affectée par la chaleur.

### 3- Notion du cycle thermique :

L'interprétation de tous les phénomènes résultant d'un effet thermique requiert, comme condition nécessaire, la connaissance de la température atteinte. A cette condition de température s'ajoutent une ou plusieurs conditions de temps, comme par exemple, du séjour à température donnée de chauffage ou de refroidissement. Pour interpréter les phénomènes qui prennent naissance, durant l'opération de soudage, en un point donné de l'assemblage il faut connaître le cycle thermique de soudage, c'est à dire la variation de la température ( $\theta$ ) en fonction du temps ( $t$ ). La courbe  $\theta = f(t)$  (fig.2), tracée en un point A voisin d'une soudure nous renseigne sur les grandeurs suivantes :

- La température maximale atteinte  $\theta_m$ .
- Le temps de séjours  $T_s$  au-dessus d'une température  $\theta_s$ .
- La loi du refroidissement traduite par le temps de refroidissement ( $\theta_1, \theta_2$ ) entre deux températures  $\theta_1$  et  $\theta_2$ , ou par la vitesse de refroidissement  $V_r$  à température  $\theta_r$ .

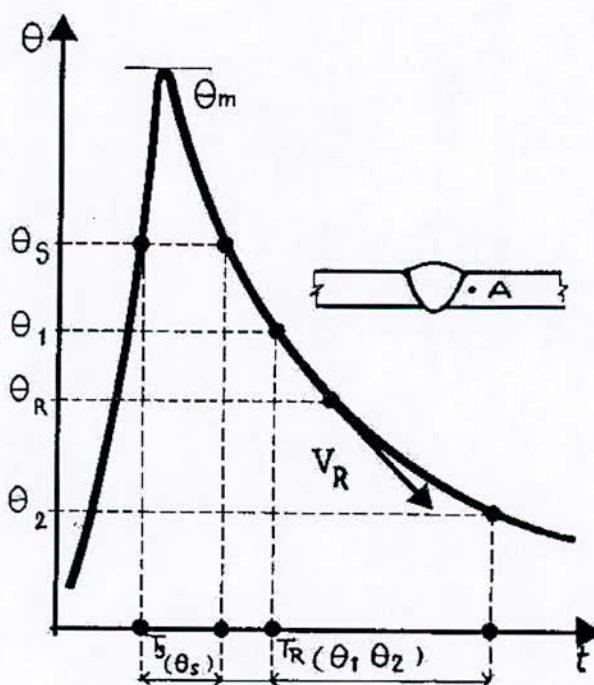


Fig2. Cycle thermique d'un point A d'une soudure [1]

Ainsi déterminées en un point de l'assemblage, les grandeurs associées au cycle thermique nous permettent d'accéder à la connaissance ou à la prévision des phénomènes métallurgiques qui prennent naissance, telles que les modifications de structure ou transformation à l'échauffement et/ou au refroidissement.

Mais si nous voulons accéder à la répartition topographique aux alentours de la soudure, il nous faut connaître les courbes qui traduisent la répartition thermique et en particulier la courbe  $\theta_m = f(x)$  donnant la variation de la température maximale  $\theta_m$  atteinte en chaque point en fonction de la distance  $x$  (fig.3). chaque phénomène étant caractérisé, par la température  $\theta$ , ce qui permet de situer, grâce à la courbe  $\theta_m = f(x)$ , la limite extérieure de la zone où ce phénomène est susceptible de se produire.

Ainsi se trouve dès à présent définie d'une manière tout à fait générale la zone affectée thermiquement. pour le soudage des aciers, cette expression est surtout réservée à la zone « austénitisée » par le cycle thermique de soudage, c'est à dire celle qui est limitée par les isothermes correspondant au point de transformation  $Ac_3$  (austenitisation complète) et  $Ac_1$  (austenitisation partielle) [1].

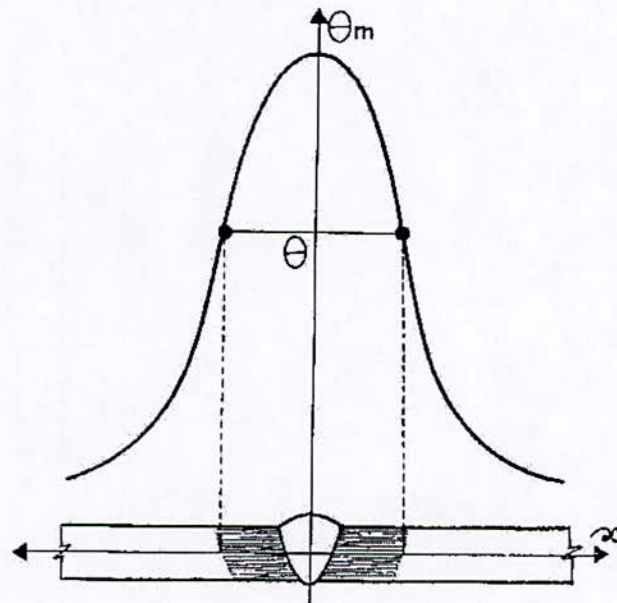


Fig3. Répartition thermique dans une soudure [1]

## 4- Caractères généraux du cycle thermique et de répartition thermique :

### 4.1- Notions d'états quasi-stationnaires :

Si nous relevons au moyen de thermocouples, les courbes  $\theta = f(t)$  en des points  $A_1, A_2$  etc....situés à la même distance d'un cordon de soudure à l'arc et à des distance croissantes de l'origine O de ce cordon, supposé amorcé en pleine tôle, nous obtenons pour chaque parcours expérimenté, par rapport à l'origine O du cordon de soudure, la disposition décrite par la figure 4 qui conduit aux remarques suivantes :

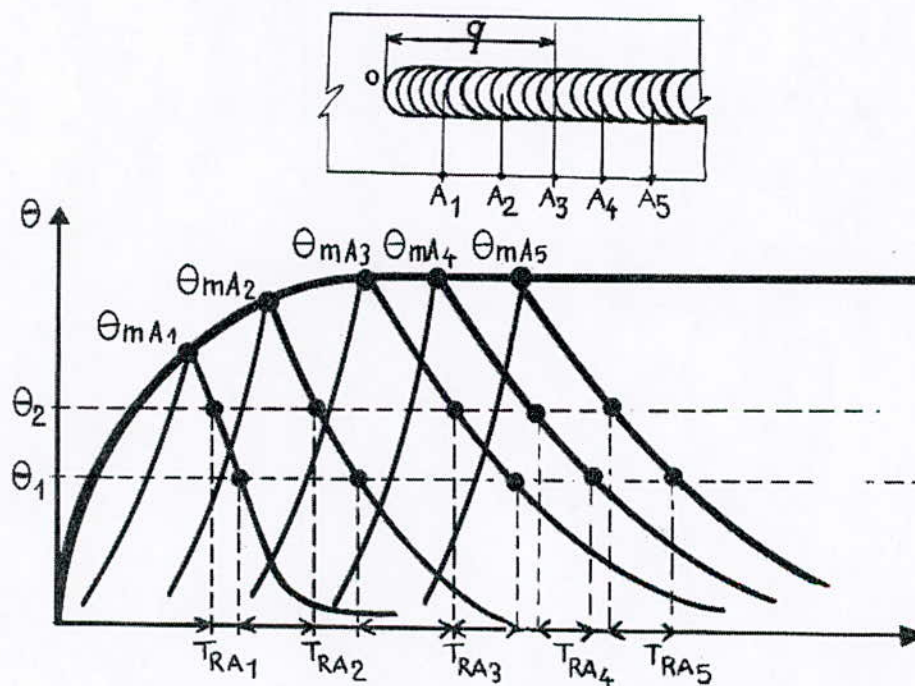


Fig.4 Cycles thermique le long d'un cordon de soudure [1]

- La température maximale atteinte  $\theta_m$  croit avec la distance parcourue à partir du début du cordon puis se stabilise à une valeur qui devient constante, tant que la source de chaleur progresse à une vitesse uniforme, l'énergie demeurant constante.
- Aux même temps les lois de refroidissement mesurées par le temps entre deux températures deviennent identiques comme le sont les temps de séjours (non illustrés sur la figure). Autrement dit les courbes  $\theta = f(t)$  deviennent superposables, dès que la source de chaleur a franchi un certain parcours  $q$  [1].



## 4.2- Cycle thermique du soudage :

Grâce à l'existence de l'état quasi-stationnaire nous pouvons limiter notre détermination des courbes température-temps à des points A,B,C...répartis sur une droite XY perpendiculaire à la ligne de soudure, tracées à partir d'une position S de la source de chaleur.

Quelle que soit cette position dans la zone d'état quasi-stationnaire, les résultats seront les mêmes, schématisés par la disposition de la figure 5 qui appelle les remarques suivantes :

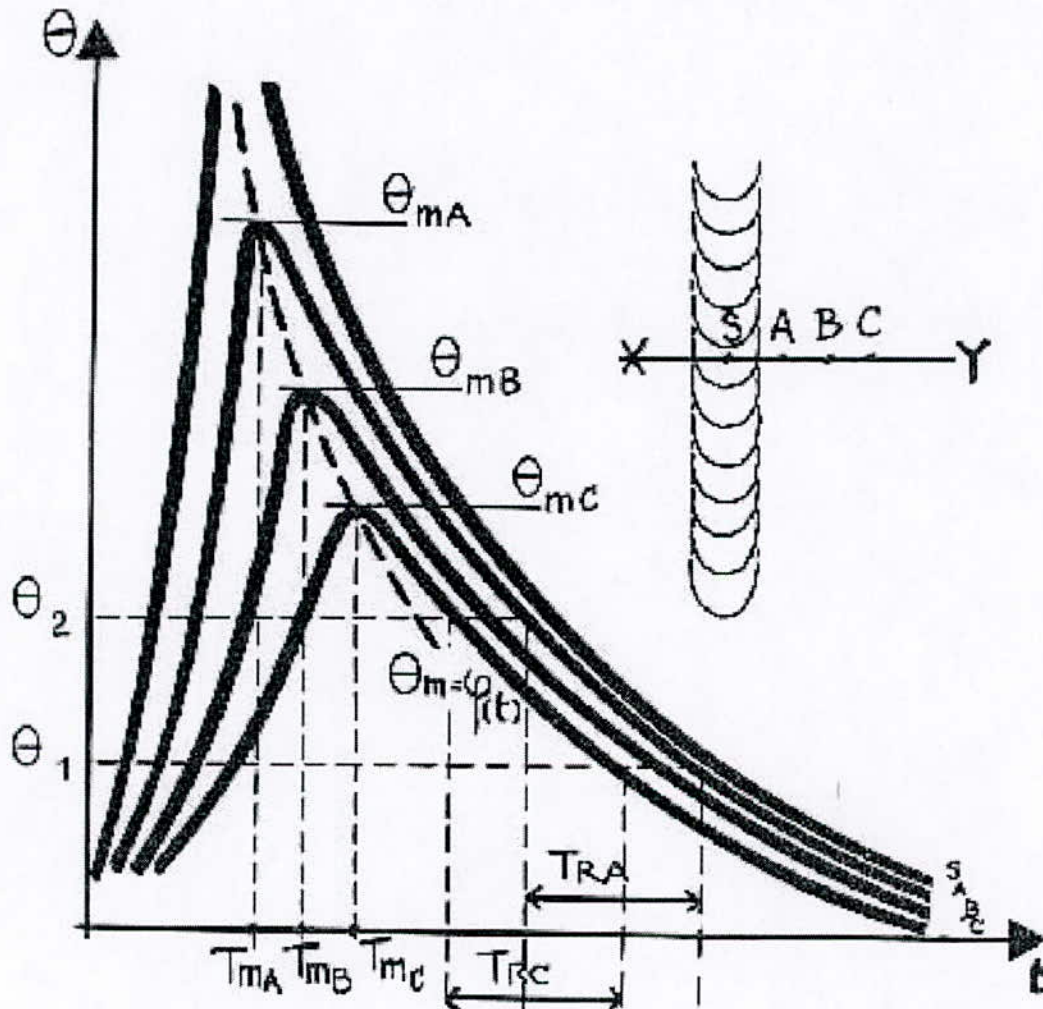


Fig.5 Courbes températures / temps [1]

a- Les courbes températures temps se situent les unes en dessus des autres au fur et à mesure qu'on augmente la distance entre les points de mesure et la ligne de soudure. En particulier, les températures maximales atteintes  $\theta_{mA}$ ,  $\theta_{mAB}$ , ...qui

sont décroissantes de manière plus ou moins abrupte selon le gradient de température qui caractérise le procédé et le mode opératoire étudié. Naturellement toutes les courbes se rejoignent asymptotiquement au niveau de la température initiale du métal de base.

b- Les températures maximales atteintes  $\theta_{mA}$ ,  $\theta_{mB}$ ...etc. qui sont décroissantes à partir de la ligne de soudure, sont franchies pour des temps  $T_{mA}$ ,  $T_{mB}$ ...etc. qui sont croissants ; ce décalage se traduit par la courbe  $\theta_m = \varphi(t)$  qui sépare les domaines des températures croissantes et décroissantes. Pratiquement ceci exprime le fait qu'au voisinage de la source de chaleur, les points les plus rapprochés sont déjà en phase de se refroidir à partir de la température maximale qu'ils ont atteint, alors que les points les plus éloignés sont encore à la phase d'échauffement.

On conçoit tout l'intérêt de cette observation si on pense aux phénomènes qui sont commandés par une variation de température (transformation d'une part, dilatation et retrait d'autre part) et dont la chronologie est ainsi expliquée.

En particulier lorsque nous examinons la coupe transversale d'une soudure, nous voyons des aspects métallographiques caractéristiques de ces phénomènes mais les structures que nous observons ne sont pas apparues au même moment.

c- Compte tenu de la disposition des courbes, la vitesse de refroidissement, comptée à partir de la température maximale, décroît lorsque la distance à la ligne de soudure croît, mais les courbes de refroidissement constituent rapidement un faisceau assez serré et on observe par exemple aux points A et C des temps  $T_r$  pratiquement identiques entre les températures  $\theta_1$  et  $\theta_2$  situées dans ce faisceau. C'est ainsi qu'on peut parler d'une vitesse ou des temps de refroidissement associés à une condition de soudage, en particulier, pour étudier la transformation de l'acier au refroidissement entre 800°C et 500°C, intervalle de température particulièrement critique dans ce cas [1].

### 4.3- Répartition thermique du soudage :

Pour décrire la répartition spatiale des cycles thermiques de soudage, Portevin et Seferian ont proposé, sous le nom de « solide thermique » (figure 6), une représentation qui rend compte selon trois axes ( $S_x$  distance à la ligne de soudure,  $S_y$  distance le long de cette ligne, c'est à dire axe des temps, et  $S_z$  sur une perpendiculaire au plan  $S_{xy}$ , le long duquel sont reportées les températures) de l'état instantané des températures atteintes aux alentours de la source de chaleur S. Ainsi se trouvent rassemblées en une seule représentation les données de températures de temps et de distance que nécessite la compréhension des phénomènes engendrés par le soudage [1].

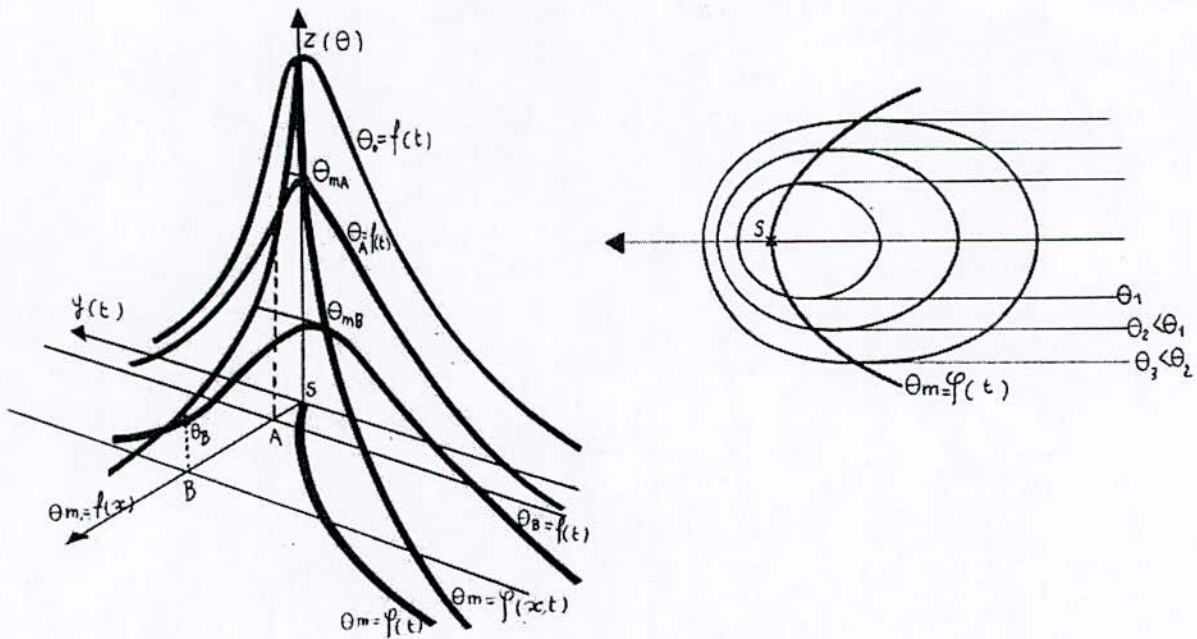


Fig.6 Courbe température/distance :solide thermique [1]

#### 4.4- Soudage en plusieurs passes :

Les données sur l'aspect du soudage qui ont été indiquées jusqu'à présent ont concerné le soudage par fusion en une seule passe.

Examinons maintenant l'évolution de la température au cours des passes ultérieures.

Cette évolution dépend principalement de :

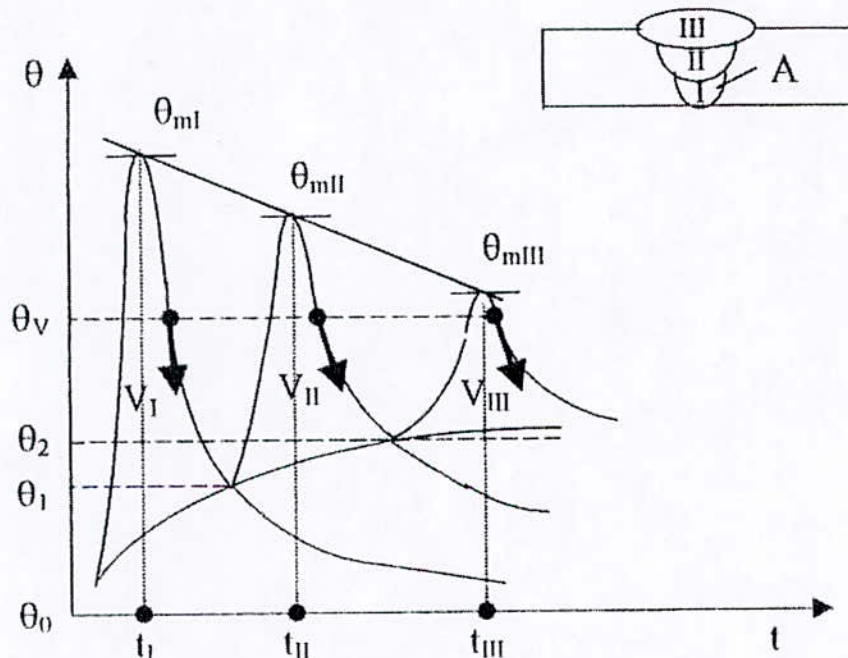
- La température initiale.
- Le nombre de passes et de leurs conditions d'exécution.
- L'intervalle de temps entre passes
- La position par rapport à la soudure du point dont on suit la variation de la température.

La figure 7 décrit les effets thermiques du soudage en plusieurs passes dans le cas d'une soudure sur bords chanfreines en V, exécutés en trois passes sans préchauffage d'un point A affecté dès la première passe.

L'exécution de cette première passe se traduit par une première montée en température jusqu'à la valeur maximale  $\theta_{m1}$ , suivie d'un refroidissement qui, caractérisé par la vitesse  $V_1$ , au passage à la température  $\theta$ , se poursuivrait jusqu'à la température initiale si la deuxième passe n'était exécutée que tardivement. Tel n'est en général pas le cas, et la deuxième passe intervient avant que la température au point A n'ait rejoint la température initiale  $\theta_0$  elle est encore à

$\theta_1 > \theta_0$  lorsqu'un nouveau cycle thermique intervient du fait de cette deuxième passe, cycle caractérisé par une température maximale  $\theta_{mII}$  et une vitesse de refroidissement  $V_{II}$  à la température  $\theta$ . Mais ce cycle diffère du premier :

$\theta_{mII}$  est inférieur à  $\theta_{mI}$  parce que la distance du point de mesure A par rapport à la deuxième passe est plus grande ; d'autre part  $V_{II}$  est inférieur à  $V_I$ , pour la même raison et aussi et surtout parce que le cycle thermique de la deuxième passe est influence par un effet analogue à celui du préchauffage, car ce cycle part de  $\theta_1 > \theta_0$ . Ainsi en est-il de la troisième passe, dont, pour les mêmes raisons et pour la disposition décrite, la température maximale  $\theta_{mIII}$  et la vitesse de refroidissement  $V_{III}$  sont respectivement inférieures à  $\theta_{mII}$  et à  $V_{II}$ .



**Fig.7** Les effets thermiques d'un soudage multi-passes sur un point A d'une Soudure [1]

L'étude thermique d'une soudure en plusieurs passes conduit aux observations suivantes :

C'est au voisinage de la première passe que l'on observe les cycles thermiques les plus sévères, quant à la température maximale atteinte et à la rapidité du refroidissement, les passes suivantes provoquant à cet endroit des cycles de plus en plus atténués, en raison de l'élévation progressive de la température initiale, qui augmente après chaque passe.

Suivant la disposition des passes, une même température  $\theta$  (par exemple le point A3 dans le cas des aciers) peut être dépassée deux ou plusieurs fois en une région donnée au cours des passes successives.

La structure finalement observée en cette région est le résultat de la succession des cycles correspondants.

Le rôle important que joue l'intervalle de temps qui sépare des passes successives vis-à-vis de la température au moment de chaque passe explique la nécessité de préciser ce facteur lors de la spécification du mode opératoire [1].

## 5- Courbes TRC :

Pour rendre compte de la loi de refroidissement à partir de l'état austénitique obtenu à une température donnée, on trace pour les principales familles d'aciers des diagrammes dit TRC « transformation en refroidissement continu », où on trouve pour un ensemble donné de lois de refroidissement à partir d'une même température d'austénitisation, les températures de début, d'arrêt éventuel de transformation ; ainsi que des indications sur la nature et la proportion des constituant qui apparaissent à chaque instant le long de la courbe de refroidissement [1].

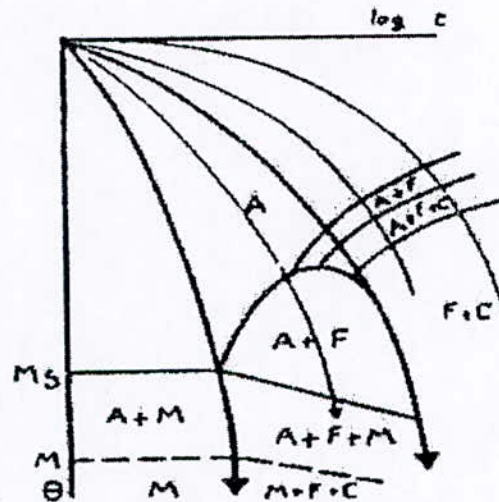


Fig.8 Exemple d'une courbe TRC [1]

### 5.1- Courbe TRC-soudage :

Lors du cycle thermique de soudage la durée d'austénitisation est très faible ; alors que les diagrammes TRC sont établis dans des conditions classiques de traitement thermique. (austénitisés de 5 à 30 mn).

Le besoin est donc d'établir des diagrammes pour différents aciers en conditions de soudage (TRCS). Le diagramme TRCS permet, pour un acier, de relier la microstructure formée, (élément essentiel à la métallurgie du soudage) au cycle thermique subi par la zone affectée par la chaleur et plus particulièrement à la durée de refroidissement.

Comme pour les TRC classiques, on a les transformations suivantes : martensitique, perlitique, bainitique.

### 5.1.1- Transformation perlitique en soudage :

Cette transformation, lorsqu'elle intervient, dépend en plus de la vitesse de refroidissement de la grosseur initial du grain de l'austenite qui se transforme. si ce grain est relativement fin on obtient une structure ferrito-perlitique (pour un acier hypo-eutectoïde), avec une perlite d'espace interlamellaire faible à cause de la vitesse de refroidissement relativement rapide (fig 9a), mais si le grain de l'austenite qui se transforme est grossière (zone de surchauffe), le processus de diffusion se trouve gêné et la séparation de la ferrite proeutectoïde tend à se faire, non plus seulement aux joints des grains de l'austenite, mais aussi à l'intérieur des grains. La structure ainsi obtenue est plus ou moins apparentes qui donne naissance à cette structure sont soulignées par le réseau intergranulaire de ferrite pro-eutectoïde (fig.9b) [1].

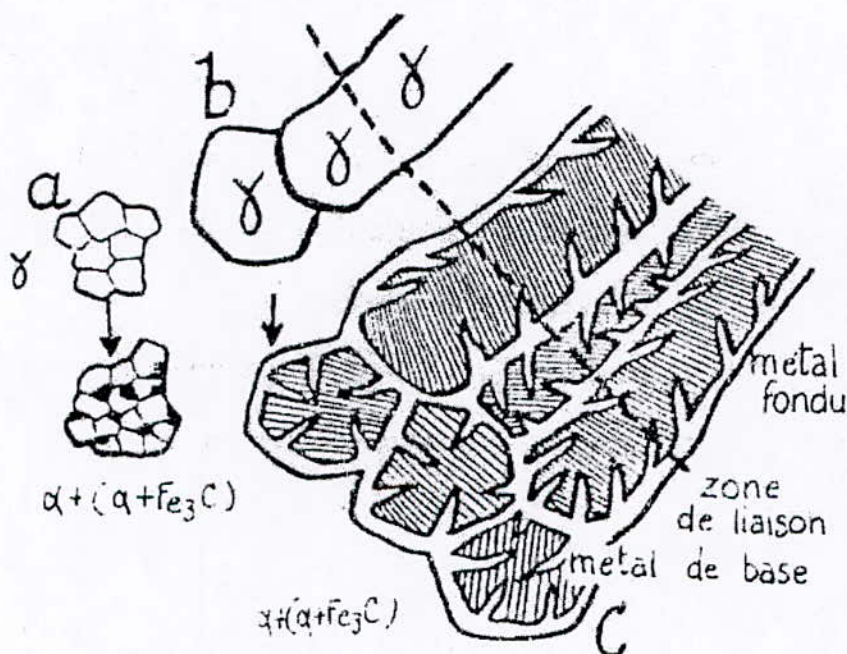


Fig.9 Transformation perlitique en soudage [1]

Dans le cas où une soudure est réalisée en plusieurs passes, et c'est le cas le plus rencontré, le cycle thermique correspond, provoque une réausténitisation dans tout ou partie du métal fondu déjà déposé et transforme, ainsi que dans la zone thermiquement affectée, et par suite une nouvelle transformation au refroidissement ; ceci peut se produire une ou plusieurs fois en point donne, selon la disposition et l'importance des passes jusqu'à ce que la température A<sub>3</sub> n'y soit plus atteinte chaque réausténitisation due à une régénération structurale qui se traduit par un affinage des grains de ferrite et de perlite résultant de la passe antérieure (fig.12) [1].

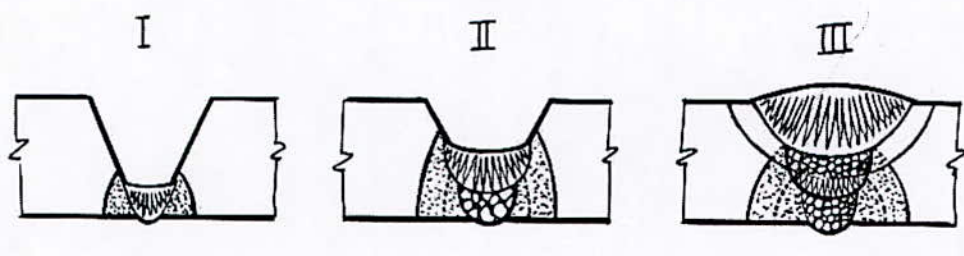


Fig.10 Effet du soudage en plusieurs passes [1]

### 5.1.2-Transformation martensitique en soudage :

Les diagrammes TRC montrent que, pour un acier donné, la transformation martensitique, qui a lieu partiellement ou exclusivement à partir d'une loi de refroidissement c'est-à-dire au-dessus d'un temps critique de refroidissement dans le cas du soudage, se produit au-dessus d'une température  $M_s$  qui est la plus basse de toutes les températures de transformation qui peuvent affecter l'acier considéré.

En ce qui concerne la fragilité, souvent considérée comme systématiquement associée à la martensite, elle est aussi fonction de la teneur en carbone : les martensites à bas carbone ne sont pas fragiles, y compris celles qui résultent du cycle thermique de soudage, et on qualifie même de ductile les martensites à moins de 0.1%. Ainsi, en tous cas pour les teneurs en carbone des aciers utilisées en construction soudée, l'apparition de la martensite ne créerait pas de graves problèmes si ce constituant n'était pas fragilisante par l'hydrogène [1].

## 6- Soudabilité :

### 6.1- Introduction :

C'est une caractéristique métallique des métaux qui a fait l'objet de grand nombre de publication et de conférence.

Elle représente, l'ensemble des propriétés que les aciers doivent posséder pour permettre de réaliser des assemblages représentant des caractéristiques suffisantes d'intégrité et de sécurité, d'où l'importance de la définir [3].

## 6.2- Définition :

On considère qu'un matériau métallique est soudable, à un degré donné par un procédé, et pour un type d'application donné, lorsqu'il se prête, moyennant les précautions correspondant à ce degré, à la réalisation d'une construction entre les éléments de laquelle il est possible d'assurer la continuité métallique pour la constitution de joints soudés qui, par leurs caractéristiques locales et les conséquences globales de leur présence, satisfont aux propriétés requises et choisies comme base de jugement [4].

Cette continuité dépend de plusieurs paramètres métallurgiques (composition chimique et épaisseur) et constructifs (forme des pièces, la masse), ce qui nous oblige à définir la notion du carbone équivalent "Ceq" et du carbone compensé permettant la soudabilité des matériaux [5].

## 7- Notion du carbone équivalent :

Comme la teneur en carbone détermine la dureté à l'état trempé, cependant que la présence d'éléments d'alliage agit sur la trempabilité, l'idée est venue d'associer, sous la dénomination de « carbone équivalent », la teneur en carbone et les teneurs en autres éléments, affectées chacune d'un coefficient traduisant plus ou moins quantitativement leur effet sur la trempabilité [6].

*Divers formules de carbone équivalent ont été proposées :*

a- Formule dite de I.I.S (Institut International de la soudure) :

$$Ceq = \%C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Cu + Ni}{5}$$

Pour une valeur de Ceq supérieur de 0.4 la sensibilité à la fissuration augmente d'où la nécessité de prendre des précautions particulières lors du soudage [6].

b- Le carbone équivalent réduit : il prend en compte la composition chimique partielle sur produit. Dans le cas des aciers à haute limite élastique, nous avons la formule suivante :

$$Ceq \text{ réduit} = \%C + \frac{Mn}{6}$$

Pour les alliages Fe-C-Mn, des précautions au soudage sont nécessaires lorsque : C.E.R >= 0.43 environ [7].



c- Le carbone équivalent compensé (C.E.C), apporte une correction de la formule du C.E en tenant compte de l'épaisseur de la pièce, il est défini par :

$$\text{C.E.C} = \text{C.E} + 0.0254 e \quad e : \text{épaisseur de la pièce}$$

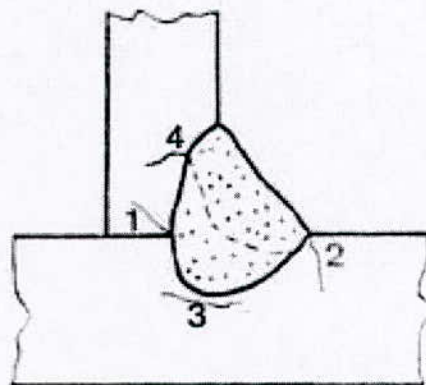
Ainsi pour un C.E.C supérieur à 0.50, la pièce présente des difficultés de soudage qu'il faut y remédier [7].

## 8- Fissuration à froid :

Les constituants formés dans la zone sous cordon et leurs microstructures jouent un rôle fondamental dans l'apparition d'un phénomène particulièrement important et grave : la fissuration à froid.

Les fissures apparaissent à basse température dans la ZAT, parfois quelques heures après le soudage. la figure 11 illustre les différentes formes que l'on rencontre : fissure à la racine, fissure au raccordement, fissure sous cordon, fissure au raccordement entre deux passes. Ces fissures sont en général situées parallèlement à la ligne de fusion.

C'est surtout lors de la première passe de soudage (passe de fond) que naissent les risques de fissuration, et lors de la dernière passe pour les fissures de raccordement [8].



**Fig.11** : Fissuration à froid (1.fissure à la racine ; 2. Fissure au raccordement ; 3. Fissure sous cordon ; 4. Fissure au raccordement entre deux passes).

L'analyse expérimentale a permis d'attribuer cet incident à trois causes principales [8] :

- La présence dans la ZAT d'hydrogène introduit par diffusion à partir du métal d'apport
- L'existence de contraintes propres ou d'origine externe dans le joint soudé.
- La présence dans la zone sous cordon de microstructures très susceptible à la fissuration sous l'influence conjuguée des deux facteurs précédents.

## 8.1- Remèdes à la fissuration :

Plusieurs solutions peuvent être envisagées pour atténuer et dans beaucoup de cas pour supprimer la fissuration des soudures :

- Emploi des électrodes à basse teneur en hydrogène, comme certaines électrodes basiques.
- Emploi des électrodes austénitiques, à cause de la solubilité plus grande de l'hydrogène par le métal fondu austénitique qui retient l'hydrogène susceptible de diffuser dans la sous-couche.
- Préchauffage des pièces.

### 8.1.1- Préchauffage :

Le préchauffage est incontestablement le remède le plus efficace pour éviter les fissurations de la ZAT. Il contribue à augmenter le temps de refroidissement [1].

*Le préchauffage présente plusieurs avantages :*

- Il réduit les contraintes localisées dues aux transformations structurales.
- Il facilite la diffusion de l'hydrogène, cause initiale de la fissuration et également le dégagement des autres gaz , réduisant ou évitant la formation des soufflures.

Dans le cas du soudage d'acier à forte trempabilité, le préchauffage ne permet pas d'atteindre les résultats espérés . on devra associer un post chauffage.

### 8.1.2- Le post chauffage :

Consiste à interrompre le refroidissement du joint soudé et à maintenir celui ci à une température au moins égale à celle du préchauffage, ce qui permet à l'hydrogène de s'échapper et suspend la croissance des contraintes liées au refroidissement, généralement la température de 150°C est suffisante pour la plupart des aciers et à 250°C plus aucun acier ne fissure.

# Chapitre 2

---

---

- **Les traitements thermiques**
  - Généralités sur les traitements thermiques
  - Diagramme d'équilibre
  - Notions sur l'austénitisation des aciers
  - Les différents types de traitement thermique

## 1- Généralités sur les traitements thermiques :

### 1.1- Introduction :

Sur le plan technologique, les aciers et alliages à base de fer sont toujours d'une importance capitale, puisqu'on les retrouve sous une forme ou sous une autre dans presque tous les domaines.

Ces aciers, on peut leur faire acquérir des propriétés très variées notamment en recourant au traitement thermique. Ce qui permet de les adapter aux exigences d'utilisations les plus divers.

Les traitements thermiques sont des opérations de chauffage suivi de refroidissement qui ont pour but de donner à une pièce métallique les propriétés les plus convenables pour son emploi ou sa mise en forme.

Ils permettent d'améliorer dans une large mesure les caractéristiques mécaniques tel que : l'augmentation de la limite élastique et la diminution de la fragilité.

Toute utilisation rationnelle d'un alliage implique, dans la plupart des cas, un traitement thermique approprié. D'une manière générale, un traitement thermique ne modifie pas la composition chimique, mais apporte des modifications de point de vue :

- Constitution (état de carbone, forme allotropique du fer) ;
- Structure (taille de grain, répartition des constituants) ;
- Etat mécanique (gradient de température au divers point de la pièce) [9] .

### 1.2. Cycle d'un traitement thermique :

En général le traitement thermique comprend 3 étapes (fig.1) :

- Un chauffage jusqu'à une température qui dépend du type de traitement voulu.
- Maintien isotherme à cette température de traitement.
- Un refroidissement dans un milieu préalablement défini.

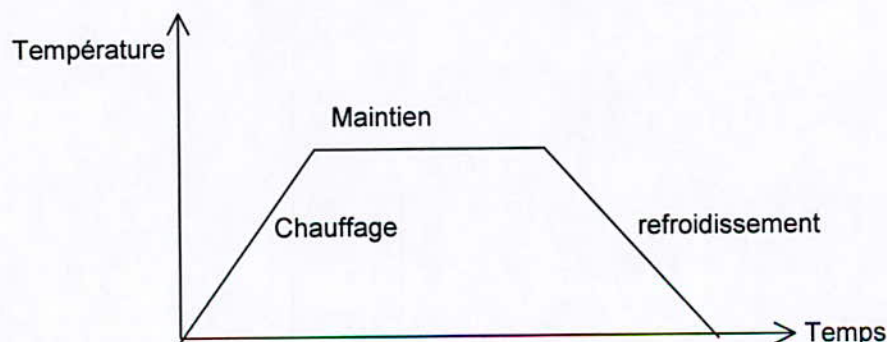


Fig 1 : Cycle d'un traitement thermique

Toute fois le choix du traitement le plus approprié est en lui même d'une grande difficulté plus particulièrement dans le choix de ces paramètres, et ce en fonction des structures et des propriétés physiques et mécaniques souhaitées.

## 2- Diagramme d'équilibre :

### 2.1- Diagramme fer- carbone métastable :

Le diagramme d'équilibre est une représentation graphique indiquant la composition des phases et la structure de l'alliage Fe-C, élaboré sous la pression ordinaire supposant des vitesses de chauffage et de refroidissement extrêmement faibles.

Les domaines de solubilité du carbone sont désignés par  $\gamma$  et  $\alpha$  respectivement.

La solubilité étant très faible à l'état  $\alpha$  contrairement à l'état  $\gamma$  qui est plus grande, ce qui explique l'étendue du domaine  $\gamma$  par rapport au domaine  $\alpha$  qui est extrêmement réduit [10].

### 2.2- les constituants d'équilibres des alliages Fer- Carbone :

#### - La solution solide $\delta$ :

C'est une solution solide d'insertion du carbone dans le fer  $\delta$  la solubilité limite du carbone dans le fer  $\delta$  est de 0.1%.

#### - La solution solide $\alpha$ (ferrite) :

C'est une solution solide d'insertion du carbone dans le fer alpha , la solubilité limite du carbone dans le fer alpha est de 0.022%.

#### - La solution solide $\gamma$ (austénite) :

C'est une solution solide d'insertion du carbone dans le fer gamma , la solubilité limite du carbone dans le fer gamma est de 2.11%.

**- La cémentite :**

De composition chimique  $Fe_3C$ , elle constitue l'un des composés de la perlite. Elle peut apparaître sous forme lamellaire ou globulaire selon le mode de refroidissement.

**- La perlite :**

C'est un agrégat eutectoïde obtenu par transformation isotherme de l'austénite, chaque grain est formé de lamelles alternées de ferrite et de cémentite, quand le refroidissement est lent elle peut exister sous forme globulaire.

### DIAGRAMME D'EQUILIBRE FER-CARBONE PARTIEL. PARTIE ACIER

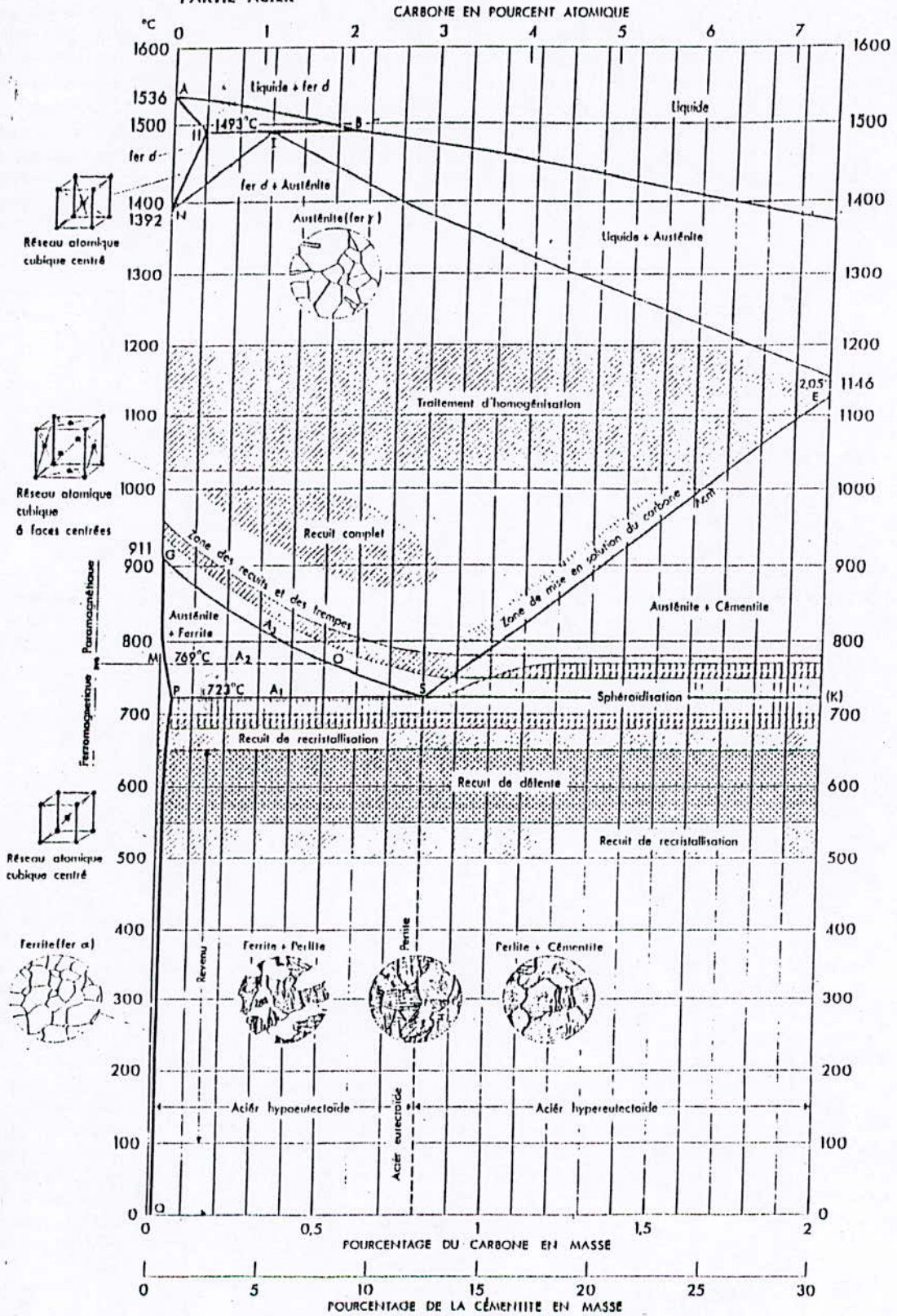


Fig 2 Diagramme Fer-Carbone.

### 2.3- Influence des éléments sur le diagramme d'équilibre :

Les éléments d'alliages ont une certaine influence sur les transformations allotropiques du fer. Tous les éléments à l'exception de C,N,H forment avec le fer des solutions solides de substitution. leur dissolution influe fortement sur les positions des points A4 et A3.

#### a- Eléments gammagènes : (Ni, Mn, Cu, Co, Zn )

Ils abaissent le point A3 et élèvent le point A4. il en résulte une extension du domaine austénitique. Si la concentration en ces éléments est élevée, le point A3 peut s'abaisser jusqu'à la température ambiante empêchant ainsi la transformation  $\gamma \leftrightarrow \alpha$  et les alliages de ce type sont dit « austénitique ».

#### b- Eléments alphagènes : (C, W, Mo, V, Si, Al )

Ils abaissent le point A4 et élèvent le point A3. Il en résulte une extension du domaine ferritique et un rétrécissement du domaine austénitique; pour certaines concentrations en éléments d'alliages, les lignes de transformations A3 et A4 se rencontrent et les alliages de ce type sont dits « ferritiques ». la plus part des éléments alphagènes ont un caractère carburigènes.

### 2.4- Influence des éléments Chrome et Molybdène sur les aciers faiblement alliés :

Les éléments chrome et molybdène sont alphagènes et présentent une grande affinité vis à vis du carbone pour former des carbures de fer, le molybdène à une affinité supérieure à celle du chrome. Leurs présence dans notre acier à un effet sur les transformations dans l'état solide, sur la microstructure, la nature des phases présentes et sur les propriétés mécaniques.

### 2.5- Influence sur la transformation eutectoïde :

Par leur effet alphagène les éléments chrome et molybdène élèvent la température de l'eutectoïde  $T_e = A_{c1}$  (fig3) et abaissent la composition du point eutectoïde (fig4), l'effet du molybdène est plus important. La température  $A_{c1}$  dépend de la composition de l'acier selon la relation d'ANDREWS [8] :

$$A_{c1}(\text{°C}) = 727 - 10.7(\%Mn) - 16.9 (\%Ni) - 29.1(\%Si) + 16.9 (\%Cr) + 6.38 (\%N) + 290 (\%As) = 729.39 (\text{°C}) \quad (\text{cas de l'acier 15CD4-05}).$$



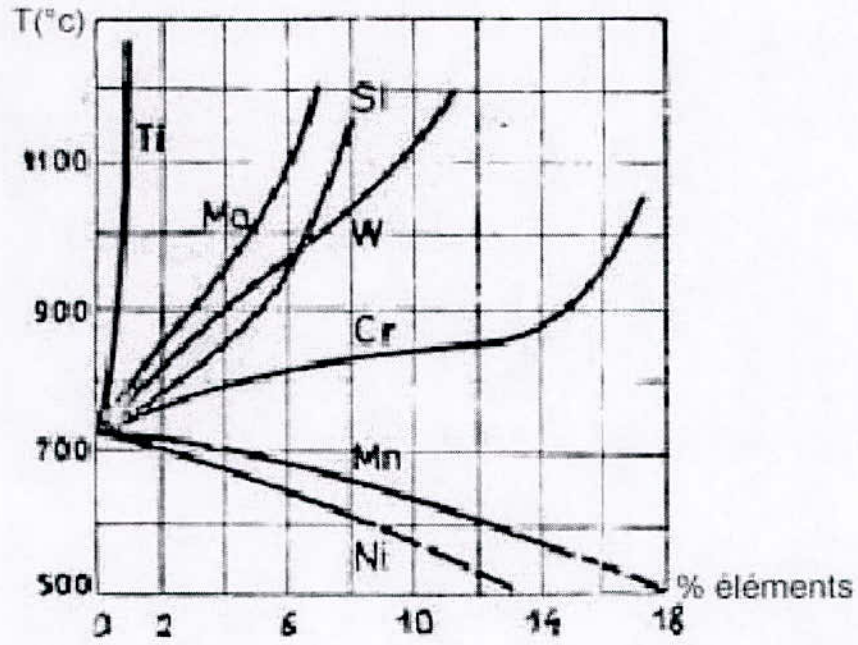


Fig 3 : Effet des éléments sur AC1 [17]

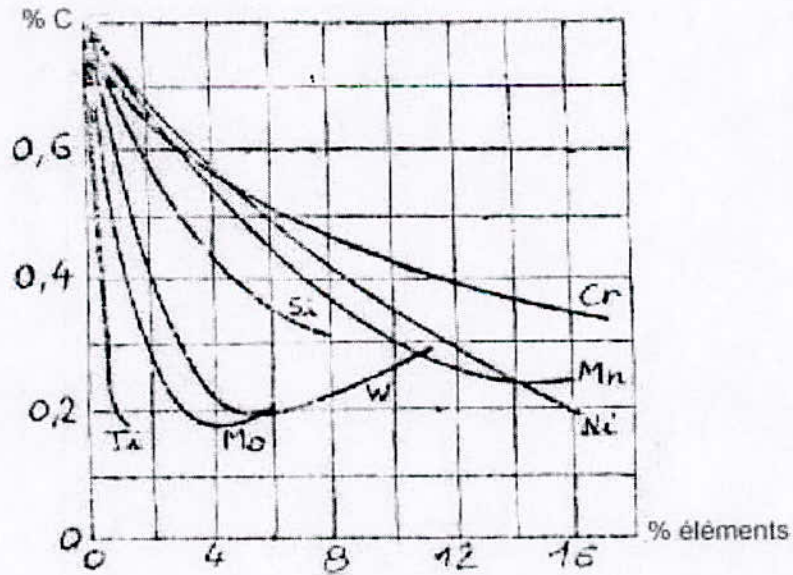


Fig 4 : Variations de la composition eutectoïde [17]

## 2.6- Influence sur le domaine austénitique :

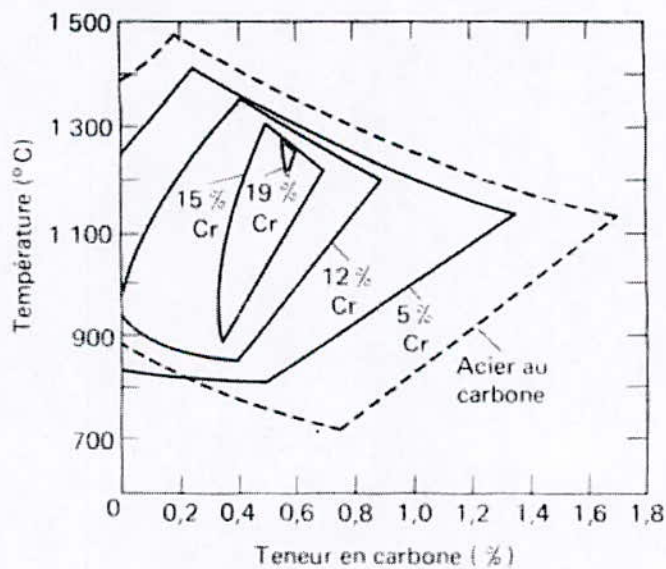
Les éléments chrome et molybdène rétrécissent le domaine austénitique qui se manifeste par :

a- L'abaissement du point de transformations  $Ac_3(^{\circ}C)$  selon Andrews [8] :

$$Ac_3 (^{\circ}C) = 912 - 203 \sqrt{(\%c)} - 15.2 (\%Ni) - 30 (\%Mn) - 11(\%Cr) - 20 (\%Cu) + 44.7(\%Si) + 31.5(\%Mo) + 13.1(\%W) + 104 (\%V) + 700 (\%P) + 400 (\%Al) + 120(\%As) + 400 (\%Ti) = 865.63 (^{\circ}C) \text{ (cas de l'acier 15CD4-05).}$$

Le chrome a un effet complexe (fig.5) alors que le molybdène a un effet très marqué (fig.6).

b- La solubilité du carbone dans l'austénite  $\gamma$  diminue en présence du chrome et du molybdène .



**Fig 5 :** Modification du domaine  $\gamma$  sous l'addition du chrome [8]

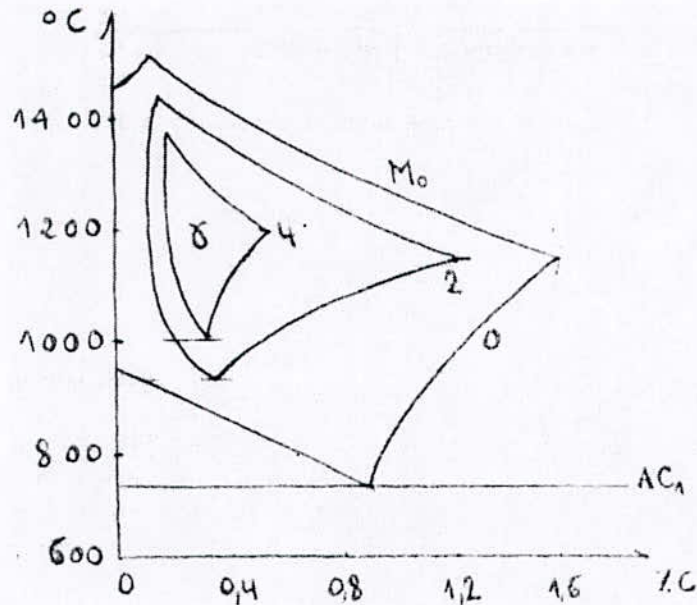


Fig 6 : Modification du domaine  $\gamma$  sous l'addition du molybdène [8]

## 2.7- Influence sur la stabilité des carbures :

Le chrome et le molybdène sont des éléments carburigènes, lorsque la teneur en ces éléments est faible, ils se dissolvent dans la cémentite en remplaçant dans cette dernière les atomes de fer. la composition de la cémentite dans ce cas s'exprime par la formule  $(Fe,M)_3C$  où M est l'élément d'alliage.

Si la teneur en chrome ne dépasse pas 2%, il se forme une cémentite alliée  $(Fe,Cr)_3C$ . un titre élevé de chrome fait apparaître un carbure particulier  $(Fe,Cr)_7C_3$ , et si la teneur en chrome est supérieure à 10%, on obtient le carbure  $(Cr,Fe)_{23}C_6$ .

Les carbures du type  $M_3C$ ,  $M_7C_3$ ,  $M_{23}C_6$ ,  $M_6C$  sont caractérisés au chauffage par leur solubilité relativement facile dans l'austénite [11].

Des investigations récentes menées par NISHIZAKI [12] révèlent que les aciers au Cr-Mo, 2,25Cr-1Mo [13] et Cr-Mo-V s'adoucissent une fois exposés à une température supérieure à 538°C, kuo [14] attribue ce comportement à la précipitation et aux variations de la morphologie des carbures pendant le service.

Un travail d'extraction de carbures sur l'acier 1Cr-0,5Mo a été effectué récemment par BISS et WADA [14] affirment que les carbures formés lors du service à température élevée sont de type  $Mo_2C$  en forme d'aiguille ou aciculaire, réparties dans les grains ferritiques, alors que les carbures en forme sphérique se localisent dans les anciens joints de grains austénitiques.

La précipitation des carbures de molybdène  $Mo_2C$  peut également avoir lieu, à température élevées dans les aciers Cr-Mo-V et 2,25Cr-1Mo mais la température à laquelle ces carbures se forment et la cinétique de leur formation sont sous entendu différentes.

D'autre part, Kuo [14] constate que la présence du vanadium à 0,4% favorise la précipitation à 540°C des carbures riches en molybdène  $\text{Mo}_6\text{C}$  au lieu de  $\text{Mo}_2\text{C}$ .

La précipitation et la coalescence de ces carbures dégradent les propriétés mécaniques de l'acier 2,25Cr-1Mo-0,4V. Malgré la synthèse des travaux de BISS et WADA d'une part, KUO d'autre part le mécanisme par lequel les carbures affectent la rigidité de l'acier est mal connu jusqu'à nos jours.

Une investigation systématique des variables comme type, morphologie et distribution des carbures ainsi que la température du service est nécessaire pour comprendre probablement le rôle des carbures sur les propriétés mécaniques de l'acier [15].

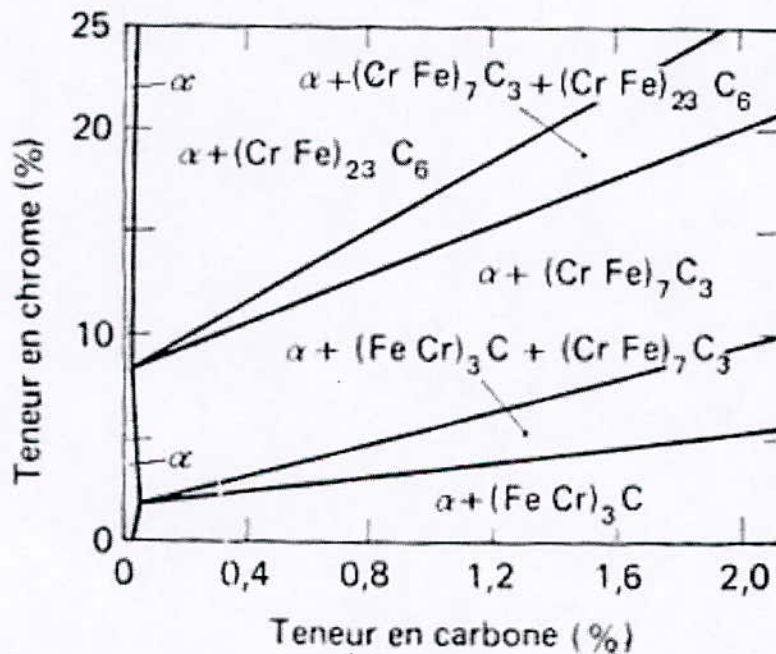


Fig 7 : Coupe ternaire Fe-Cr-C à 20°C [11]

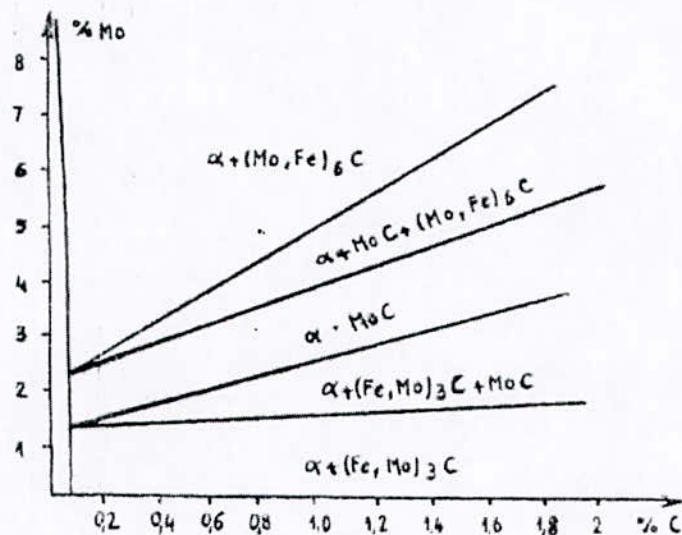


Fig 8 : Coupe ternaire Fe-Mo-C à 20°C [11]

## 2.8- Influence sur les caractéristiques mécaniques :

Les facteurs métallurgiques essentiels qui contrôlent les propriétés des aciers ferrito-perlitique (faiblement alliés) sont :

- Les fractions massiques de ferrite et de perlite.
- Les microstructures de ces deux constituants en l'occurrence la grosseur du grain ferritique et espacements interlamellaires de la perlite .

Tous les éléments d'alliages augmentent relativement le durcissement de la ferrite (fig.9). Ces éléments sont solubles dans la phase ferritique et interviennent en conséquence par effet de mise en solution solide conduisant à une augmentation de la limite élastique. Par leur caractère alphasène ou gammagène ils affectent aussi la taille du grain ferritique. La présence d'éléments d'alliages dans la cémentite  $(\text{Fe, x})_3\text{C}$  n'a pas d'importance considérable, toute fois leur action sur l'espacement interlamellaire de la perlite a un effet remarquable sur les propriétés mécaniques de l'acier [8].

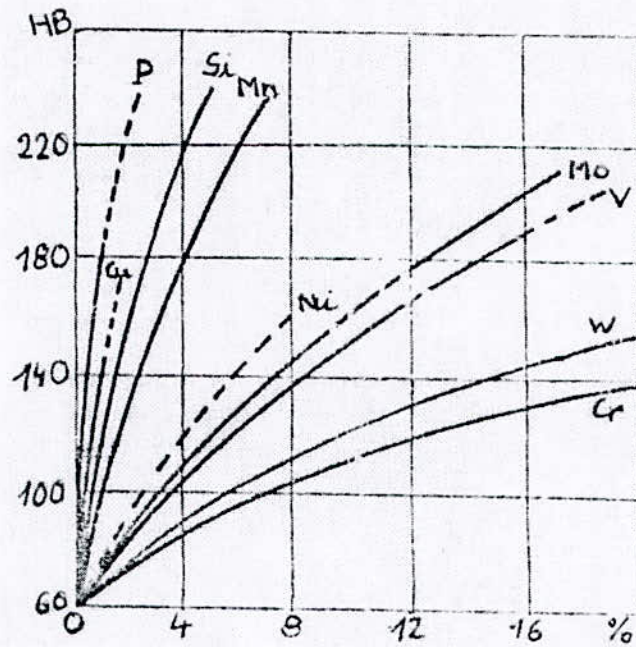


Fig 9 : Durcissement de la ferrite par les éléments d'alliage [8]

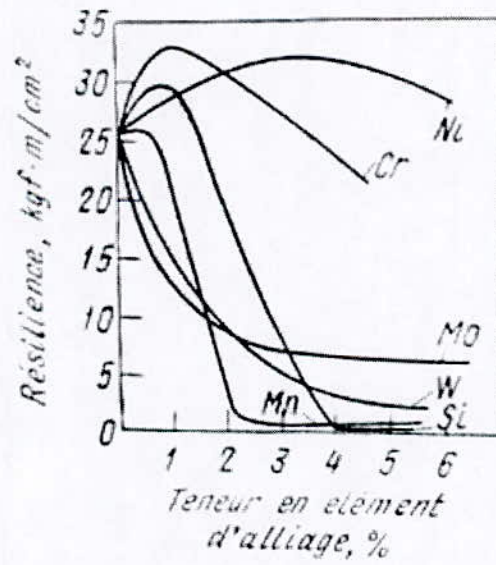


Fig 10 : Influence des éléments d'alliage sur la résilience [11]

Les effets des éléments C, Mn, Cr, Mo sur les propriétés des aciers sont donnés dans le tableau suivant :

Propriétés	C	Cr	Mo	Mn
Charge de rupture	++	++	++	++
Dureté	++	++	++	++
Ductilité	-	+	+	+
Résistance à la chaleur et corrosion		++	+	-
Soudabilité	-		+	+
Usinage	-	-	-	-
Elasticité	+	+	+	+
Résilience	+	+	+	
Magnétisme		+		
Forgeabilité			+	+

++ Recommandé

+ Bon

- Médiocre

### 3- Notions sur l'austénitisation des aciers :

L'austénitisation des aciers se fait différemment suivant la teneur en carbone ; son rôle, c'est de permettre la transformation complète du fer alpha en fer gamma ainsi que la mise en solution des éléments d'alliages précipités sous forme de carbures.

En effet, pour les aciers hypoeutectoïdes, elle se fait par chauffage de l'acier au-dessus de  $A_{c3}$  ; généralement de 30 à 50°C.

#### 3.1- Paramètres d'austénitisation :

Les paramètres essentiels qui déterminent la nature de la transformation sont : la température, le temps de chauffage.

- La température : elle dépend de la composition chimique de l'acier ainsi que de la nature des carbures formés.
- Le temps de chauffage : il dépend de la dimension des pièces à traiter, du mode de chauffage ainsi que de l'arrangement des pièces dans le four. Un temps de chauffage convenable est choisi de telle manière de permettre une homogénéisation complète de la température, tout en évitant le grossissement exagéré du grain austénitique.

### 3.2- Transformations de l'austénite :

Elles interviennent au cours du refroidissement qui suit le traitement thermique ; les produits de décomposition, plus ou moins stables à la température ambiante, présentent des structures variées.

Les types de structures formées dépendent le plus souvent, de la vitesse de refroidissement. En effet, pour des vitesses lentes, la transformation se fait par un processus de diffusion ; elle conduit à la formation d'une structure perlitique pour les aciers eutectoïde, d'une structure ferrito-perlitique pour les aciers hypoeutectoïdes et d'une structure formée de perlite et de cémentite pour les aciers hypereutectoïdes ; pour des vitesses relativement rapides la transformation se fait non pas par diffusion mais par cisaillement et elle conduit à une structure dite troostite.

Lorsque la vitesse de refroidissement est élevée, la transformation s'effectue non pas par diffusion mais par cisaillement ; elle débute à partir de la température  $M_s$  et conduit à une structure instable de type martensitique.

La transformation bainitique se produit dans le domaine des températures qui se situent entre les transformations perlitique et martensitique [9,11].

La figure 11 schématise l'influence de la vitesse de refroidissement ( $V$ ) sur la température de début de transformation de l'austénite ( $A_r$ ) et sur les types de structures obtenues.

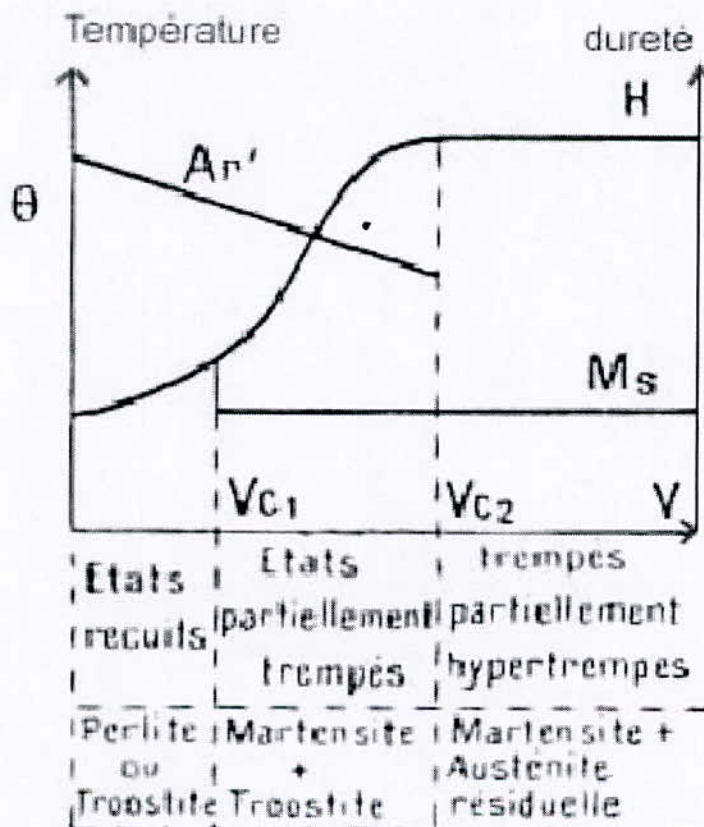


Fig 11 : Influence de la vitesse de refroidissement sur la structure et la dureté [9].



La définition de la troostite, martensite, bainite est [9,11] :

### - Troostite :

C'est un constituant dont la composition physico-chimique est identique à celle de la perlite, mais qui en diffère par la structure : les lamelles de ferrite et de cémentite sont plus rapprochées.

### - Martensite :

La martensite est le constituant de trempe ; c'est une solution solide d'insertion sursaturée de carbone dans le fer  $\alpha$ , de même composition que l'austenite initiale. Elle a une structure en aiguilles, elle est très dure mais aussi très fragile.

### - Bainite :

La bainite est un agrégat de ferrite et d'un carbure, de dureté HB = 400 à 600, intermédiaire entre celles de la troostite et de la martensite. le plus souvent la bainite a une structure d'aiguilles plus au moins ramifiées.

*On distingue deux bainites :*

#### a- La bainite supérieure :

Généralement elle apparaît entre 500 et 350°C, elle correspond à une structure lamellaire, dans laquelle les lamelles grossières de ferrite séparées par un filet de carbure se rapprochent de plus en plus avec l'abaissement de température.

#### b- La bainite inférieure :

Généralement elle apparaît aux températures variants de 350°C à celle du point  $M_s$ , elle présente une structure aciculaire analogue à celle de la martensite .

Les précipités de carbures  $\gamma$  sont orientés suivant un angle caractéristiques avec la direction de croissance.

## 4- Les différents types de traitement thermique :

### 4.1- La trempe :

La trempe est un traitement thermique qui comprend :

- Un chauffage du métal à une température supérieure au point de transformation  $A_{C3}$ .
- Le maintien en cette température de façon à réaliser plus ou moins complètement la mise en solution des carbures dans le fer  $\gamma$  et l'homogénéisation de l'austénite.
- Refroidissement dans un milieu convenable, suffisamment rapide pour éviter la transformation correspondant à la constitution prévue par le diagramme d'équilibre [9].

#### 4.1.1- La trempabilité :

La trempabilité est l'aptitude relative à éviter la formation d'agrégats ferrite-carbures lors de refroidissement de plus en plus lent de la température d'austénitisation à la température  $M_s$  [8].

La trempabilité des aciers au carbone reste toujours faible, la présence d'élément d'addition permet d'améliorer considérablement la trempabilité de l'acier, qui dans certains cas subit une transformation martensitique après un simple refroidissement à l'air [16]. La figure 12 illustre les courbes de trempe d'un acier non allié et allié au chrome et nickel, la dureté 55 HRC correspond à une structure 50% martensite + 50% bainite pour l'acier non allié ; noter la chute brutale de dureté, pour celui-ci, à partir de la surface.

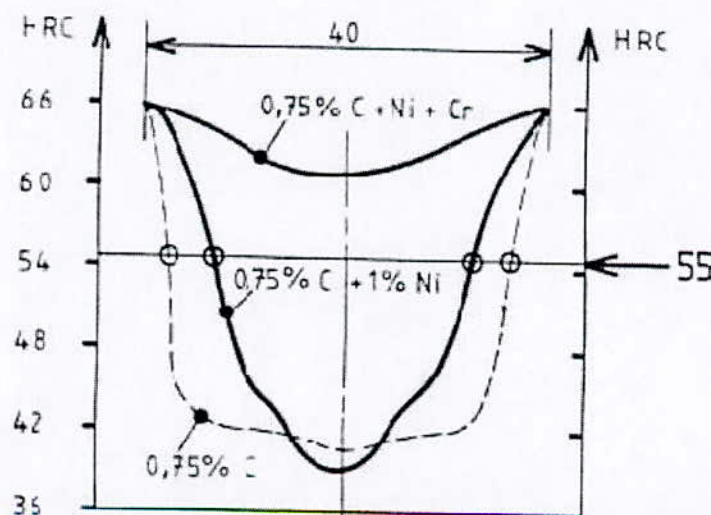


Fig 12 : Influence du Ni et Cr sur la pénétration de trempe de l'acier à 0,7% C [8]

La figure 13 illustre l'influence de la grosseur de grain sur les courbes de pénétration de trempe : un grain plus gros favorise la pénétration de trempe.

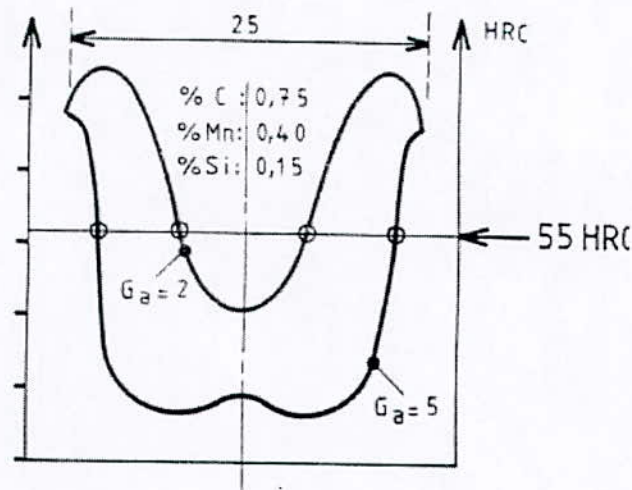


Fig 13 : Influence de la grosseur du grain [8]

#### 4.1.2- Types de trempe :

##### a- Trempe martensitique :

Elle consiste à porter la pièce à la température d'austénitisation, puis dans un bain de sel, juste au-dessus de  $M_s$  où l'on maintient juste assez de temps pour égaliser la température dans toute la pièce, puis on laisse refroidir à l'air, à l'ambiante.

On évite ainsi la transformation perlitique, et on atténue les gradients thermiques. La réaction martensitique se produit alors simultanément aux différents points de la section, ce qui réduit les tensions internes, les déformations et les tangles de trempe [18].

##### b- Trempe bainitique :

Pour obtenir la bainite par trempe, l'acier austénitisé est refroidi à une température choisie, à vitesse suffisante pour éviter la transformation en ferrite ou perlite, on maintient cette température pour obtenir une transformation complète, et on refroidit ensuite à la température ambiante. La température choisie pour la trempe bainitique dépend de la microstructure désirée (et de la dureté recherchée) et de la vitesse de transformation de l'acier. Les propriétés de la bainite confèrent certaines qualités aux aciers telle que : une meilleure ductilité, et de meilleures propriétés de fluage que la martensite [18].

### 4.1.3- Rôle de la trempe :

- Amélioration des propriétés mécaniques telles que : la résistance à la rupture et la limite élastique.
- La diminution de l'allongement et de la résilience.
- L'augmentation de la dureté.

### 4.2- Revenu :

Le revenu est un traitement thermique qui ne s'applique qu'aux métaux préalablement trempés. Il consiste en :

- Un réchauffage à une température de recuit inférieure à  $Ac_1$ .
- Un maintien en température pendant le temps nécessaire pour que l'échauffement soit uniforme dans toute la pièce.
- Un refroidissement assez lent .

*Il existe trois grandes classes de revenu :*

#### a- Revenu de détente :

Il est effectuée à une température de 180 à 200°C sur des structures totalement ou partiellement martensitique.

Ces températures provoquent un début de précipitation de carbone sous forme de carbure  $\epsilon$ , accompagné d'une baisse très modérée de la résistance à la traction et une augmentation notable de la limite d'élasticité [17] .

#### b- Revenu (banal) :

Effectué à une température comprise entre 500°C et  $Ac_1$ , en provoquant une précipitation complète du carbone sous forme de carbure à haute température il permet d'améliorer la ductilité, la ténacité , mais au prix d'une diminution qui peut être notable de la résistance à la traction et de la limite d'élasticité [17] .

#### c- Revenu de durcissement :

Il conduit à durcissement secondaire, qui est du à la précipitation d'un composé ou à la formation de martensite ou de bainite à partir de l'austénite résiduelle décomposée au cours d'un revenu ou déstabilisé pendant celui ci, puis transformée pendant le refroidissement [17] .

### 4.2.1- Evolution des caractéristiques mécaniques au cours du revenu :

Généralement les propriétés mécaniques diminuent quand la température de revenu augmente, cela est aussi vrai qu'en présence ou absence des éléments chrome, molybdène...etc. Toutefois, pour une température de revenu donnée, la dureté augmente quand la teneur du chrome augmente (fig.14), l'addition du molybdène en quantité modérée ralentie encore mieux la chute de dureté (fig.15) .

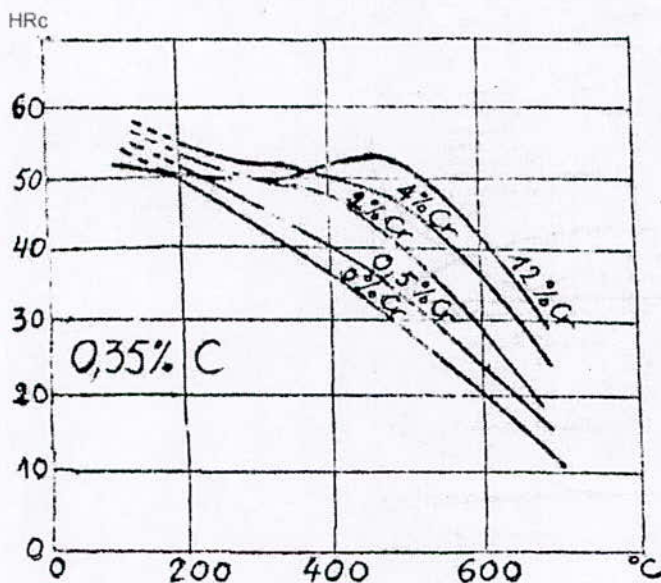


Fig.14 Courbes de revenu d'aciers au chrome à 0,35% de carbone [8]

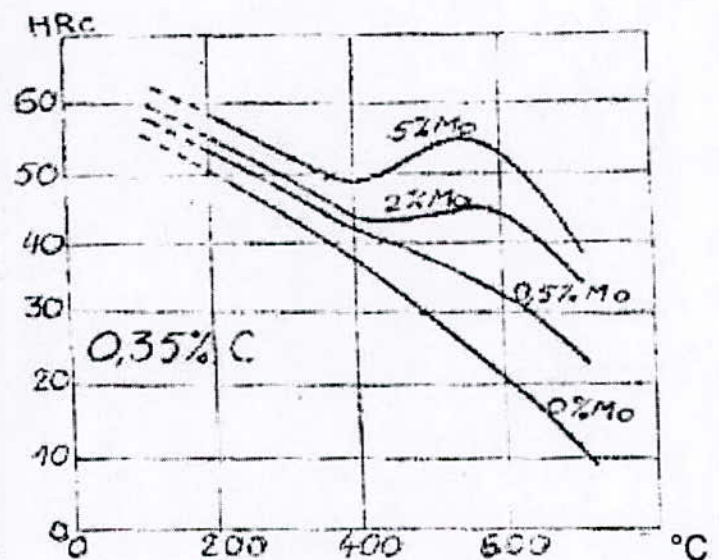


Fig.15 Courbes de revenu d'aciers au molybdène à 0,35% carbone [8]

Les structures de revenu (ferrite+cémentite) ont de meilleures caractéristiques mécaniques que celles provenant de l'austénite et en particulier une bonne ductilité conférant à l'acier une bonne résistance à la rupture fragile .

### 4.3- Recuit :

Les traitements de recuits présentent une grande diversité, certains d'eux sont mis en œuvre pour éliminer les hétérogénéités structurales et chimiques dans les pièces brutes de fonderie ou de forge, et d'autres sont utilisés pour obtenir des structures dont les caractéristiques mécaniques répondent à la manière la plus satisfaisante à l'utilisation dans l'industrie ; on distingue :

#### 4.3.1- Recuit de normalisation :

Ce type de recuit consiste en un chauffage à une température supérieure à  $A_{c3}$  et un refroidissement à l'air calme.

La structure ferrito-perlitique obtenue correspond à des grains ferritiques fins et à de faibles espacements lamellaires dans la perlite [11].

#### 4.3.2- Recuit complet :

On parle de recuit complet lorsque le refroidissement est lent (refroidissement au four).il consiste en une austénitisation au-dessus de  $A_{c3}$ .

On obtient une structure de ferrite et de perlite relativement grossière, par conséquent, on aura une résistance à la rupture, une limite élastique et une dureté faibles, et une ductilité élevée [11] .

#### 4.3.3- Recuit de régénération :

*C'est un recuit qui comprend :*

Un chauffage sans maintien prolongé, à une température légèrement supérieure à  $A_{c3}$  de manière à obtenir une austénite à grains fins.

Un refroidissement à vitesse convenable conduisant à une structure ferrito-perlitique fine [11] .

#### 4.3.4- Recuit d'adoucissement :

Ce type de recuit consiste en un chauffage juste au dessous de  $A_{c1}$ , un maintien prolongé à cette température suivi d'un refroidissement lent pour obtenir un état suffisamment adouci et aussi exempt de contraintes que possible [17] .

# Chapitre 3

---

---

## □ Les ondes ultrasonores

- Introduction sur les contrôles non destructifs
- Les ultrasons
- Les différents types d'ondes
- Impédance acoustique
- Propagation d'un milieu isotrope à un autre
- Atténuation des ondes ultrasonores dans les solides

## 1- Introduction sur les contrôles non destructifs :

Dans l'industrie mécanique, la quasi-totalité des pièces, subissent divers traitements afin qu'elles puissent répondre aux exigences imposées par la nature des sollicitations qu'elles doivent subir durant leur fonctionnement. Pour s'assurer des traitements et des propriétés qui en résultent, des contrôles s'avèrent indispensables.

Les contrôles qu'on utilise généralement sont destructifs. Cependant, vu leur coût élevé et l'impossibilité de leur application à toutes les pièces de production, il est préférable de procéder à des tests non destructifs.

## 2- Les ultrasons

Les ondes ultrasonores sont des vibrations mécaniques. Elles se propagent à l'intérieur des matériaux avec des vitesses qui dépendent du milieu lui-même et du type d'onde. Dans les matériaux métalliques, les fréquences d'utilisation courantes vont de quelques centaines de Kilohertz à quelques Mégahertz.

Ces ondes par le passage au sein du matériau, véhiculent à leur retour une multitude d'informations cumulées dans le signal enregistré, et concerne l'aspect mécanique et le caractère structural ou physique du milieu exploré.

Les principes fondamentaux du contrôle non destructif par ultrasons résident dans l'analyse de l'influence des défauts recherchés sur la propagation des ondes vibratoires dans la matrice [19].

## 3- Les différents types d'ondes :

En étudiant la propagation des ondes élastiques dans les solides, on se trouve confronté à une grande variété d'ondes. Suivant les conditions de propagation, on parle d'ondes de *Rayleigh*, de *Bleustein Gulayev*, de *Lamb* et de bien d'autres types d'ondes. Mais celles-ci ne sont en effet que des combinaisons de deux types d'ondes fondamentales, qui sont :

- Les Ondes longitudinales ou de compression, qui se caractérisent par un déplacement des particules parallèles à la direction de propagation, entraînant un changement de volume dans la région où elles se propagent (fig.1).



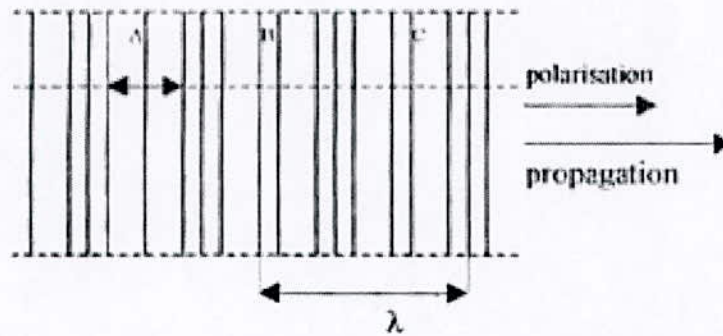


Fig 1 : Onde longitudinale

- Les ondes transversales ou de cisaillement ; caractérisées par un déplacement des particules perpendiculairement à la direction de propagation. Comme le montre la figure2 . Ces ondes se propagent dans les solides, sans changement de volume .

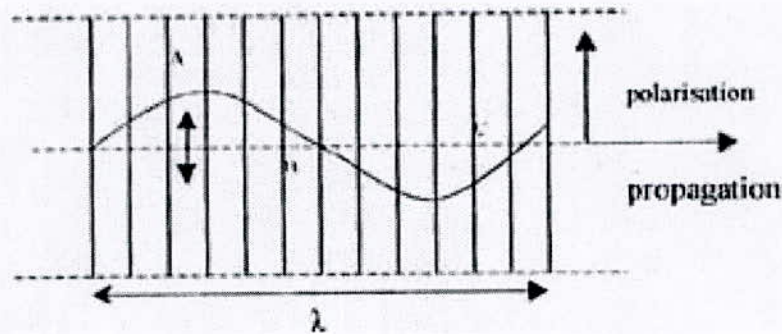


Fig 2 : Onde transversale

#### 4- Impédance acoustique :

L'impédance acoustique est définie par analogie entre la propagation d'une onde plane dans un milieu isotrope et une ligne de transmission électrique. L'impédance acoustique « Z » d'une onde plane dans un milieu isotrope est la valeur absolue de la contrainte sur la vitesse de vibration des particules .

Pour une onde longitudinale :

$$Z = \frac{\lambda + 2 \mu}{V_L}$$

Pour une onde transversale :

$$Z = \frac{\mu}{V_T} = \rho \cdot V_T$$

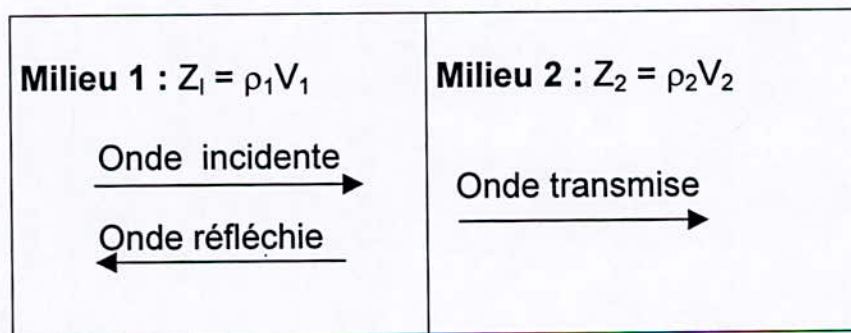
- $\mu$  et  $\lambda$  : coefficients de lamé
- $\rho$  : densité du milieu
- $V_T$  : vitesse transversale
- $V_L$  : vitesse longitudinale

## 5- Propagation d'un milieu isotrope à un autre :

### 5.1- Réflexion et transmission sous incidence normale :

Considérons une onde acoustique progressive incidente perpendiculaire à une surface séparant deux milieux différents caractérisés par leur impédance acoustique  $Z_1$  et  $Z_2$  (fig.3) .

Dans ce cas, l'onde incidente  $O_i$  donne naissance à une onde réfléchie  $O_r$  dans le premier milieu de même nature que l'onde incidente, et à une onde transmise  $O_e$  dans le second milieu, également de même nature que l'onde incidente (longitudinale ou transversale) [20,21] .



**Fig 3 :** Propagation d'une onde ultrasonore plane normalement a la surface de séparation de deux milieux différents .

### 5.2- Réflexion et transmission sous incidence oblique. Phénomène de conversion de mode :

Lorsqu'une onde plane rencontre la surface de séparation de deux milieux d'impédances différentes sous incidence oblique, il se produit des conversions de mode. L'onde acoustique incidente est alors réfléchie et réfractée sous plusieurs angles, avec des changements de sa polarisation, le problème se résout comme celui de l'incidence normale, en écrivant les équations de continuité des elongations et des pressions sur la surface de séparation, on retrouve ainsi les lois de snell-descartes [21,22] .

Si, l'on parle de l'onde incidente longitudinale dans le milieu (vitesse  $V_{L1}$ ) à incidence  $\theta_1$  , celle-ci est réfléchie sous le même angle  $\theta_{R1}$  , mais elle donne lieu également à une onde transversale réfléchie dans le milieu (vitesse  $V_{T1}$ ) sous l'angle  $\theta_{R2}$  et deux ondes réfractées dans le milieu, l'une longitudinale l'autre transversale de vitesse  $V_{L2}$  et  $V_{T2}$  , sous des angles  $\theta_{T1}$  et  $\theta_{T2}$  respectivement (fig.4) .

- Les lois de snell-descartes s'expriment ainsi [21] :

$$\frac{\sin \theta_{R1}}{V_{L1}} = \frac{\sin \theta_{T1}}{V_{L2}} = \frac{\sin \theta_{R2}}{V_{T1}} = \frac{\sin \theta_{T2}}{V_{T2}}$$

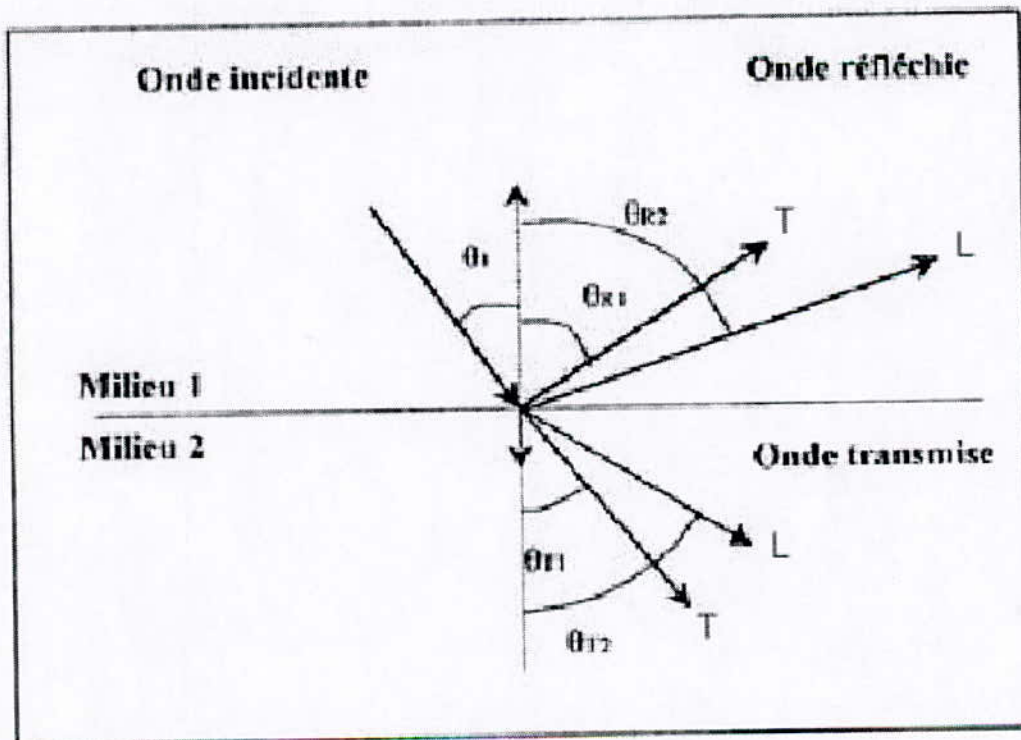


Fig 4 : Double réflexions et réfractions des ultrasons à la frontière entre deux milieux avec conversion de mode [21].

Considérons le cas où le milieu (1) est un liquide et le milieu (2) est solide. Comme les vitesses acoustiques dans les solides supérieures à celles correspondant aux liquides, les faisceaux acoustiques réfractés vont d'écarter de la normale (contrairement à ce qui se passerait en optique où la vitesse des ondes lumineuses est, en générale, plus faible dans les solides que dans les liquides), et au-dessus d'une certaine valeur critique  $\theta_{ic1}$  de  $\theta_i$  tel que  $\theta_{T1} = 90^\circ$ , d'après la loi de *Snell-Descartes*, il n'y a plus d'onde acoustique longitudinale réfractée. Toute l'énergie réfractée est transmise sous forme d'ondes transversales qui est déduite de l'expression :

$$\sin \theta_{ic1} = \frac{V_{L1}}{V_{L2}}$$

Il existe un autre angle  $\theta_{ic2} > \theta_{ic1}$  pour des ondes longitudinales incidentes, correspondant à  $\theta_{T2} = 90^\circ$ , au-delà du quel il n'y a plus d'énergie acoustique transmise sous forme ni d'ondes longitudinales, ni d'ondes transversales.

$$\sin \theta_{ic2} = \frac{V_{L1}}{V_{T2}}$$

Pour un angle  $\theta_{is}$  légèrement supérieur à  $\theta_{ic2}$ , tel que :

$$\sin \theta_{is} = \frac{V_{L1}}{V_s}$$

L'énergie acoustique est transmise sous forme d'onde acoustique de surface de vitesse  $V_s$ , qui se propage parallèlement à l'interface ;  $V_s$  étant inférieur à  $V_{T2}$ .

Ainsi en ce qui concerne la propagation d'une onde acoustique entre l'eau et l'acier, les valeurs correspondantes à  $\theta_{ic1}$  et  $\theta_{ic2}$  sont respectivement  $14.5^\circ$  et  $27.5^\circ$  appelés premier et deuxième angle critique,  $\theta_{is}$  est égale à  $30^\circ$ .

On peut donc, à partir d'ondes longitudinales, produire simplement des ondes transversales et/ou des ondes de surface dans un solide conformément à des résultats, en utilisant un liquide comme milieu de transition et le corps solide. Néanmoins, compte tenu de la grande différence d'impédance entre liquide et solide, l'intensité acoustique transmise dans le milieu (2) est faible dans ce cas.

## 6- Atténuation des ondes ultrasonores dans les solides :

### 6.1- Introduction :

Dans un milieu parfaitement homogène et isotrope, la pression acoustique d'un faisceau ultrasonore n'est pas atténuée que dans le champ lointain, celle-ci décroît de manière inversement proportionnelle à la distance la séparent de la source [23] .

$$P = P_0 \cdot \exp(-\alpha \cdot d)$$

$P_0$  : Pression acoustique initiale

$P$  : Pression acoustique finale

$\alpha$  : Coefficient d'atténuation

$d$  : Longueur de la section

Cependant, les matériaux naturels ne sont jamais parfaitement homogènes et isotropes, ils produisent un effet plus ou moins prononcé qui affaiblit d'avantage les ondes acoustiques.

Ceci est le résultat de deux phénomènes qui sont l'absorption et la diffusion, tous deux se regroupent dans le concept de l'atténuation .

### 6.2- L'absorption :

L'absorption acoustique, caractérisé par le coefficient  $\alpha_a$ , est due à une conversion de l'énergie mécanique vibratoire en chaleur, par l'intermédiaire des différents processus d'interaction entre l'onde acoustique et le solide .

Certains, expliquent ce phénomène par la théorie de dislocation, celle-ci démontre que les matériaux présentent une concentration des dislocations aux niveaux des joints de grains, ces derniers produisent un effet plus ou moins important lorsque l'épaisseur du joint est de l'ordre de la longueur d'onde .

La dépendance de l'absorption de la fréquence est difficilement contrôlable, des études expérimentales ont montré que pour les fréquences faibles (non pas celle utilisées en CND) l'absorption varie selon la loi linéaire suivante :

$$\alpha_a = C \cdot f \quad \text{avec } C : \text{constance qui dépend du matériau .}$$

### 6.3- La diffusion :

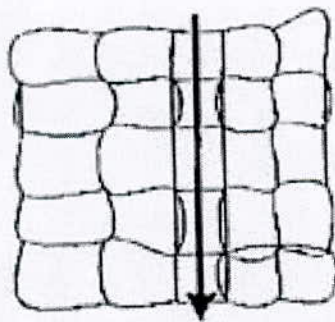
Dans le cas de la diffusion, l'énergie d'une onde acoustique n'est pas convertie en chaleur, mais elle quitte la trajectoire du faisceau ultrasonore . Lorsque celle-ci rencontre des hétérogénéités qui peuvent être des inclusions gazeuses ou métalliques, joint de grains, et des diverses interfaces, une fraction de l'onde est déviée ou réfléchiée .

Comme il existe des matériaux qui sont hétérogènes de par leur nature, telles que les fontes, d'autres matériaux tels que les aciers formés de grains de différentes structure et composition chimique qu'y sont mélangés, diffusent différemment les ondes ultrasonores.

La microstructure perlitique produit un effet plus important que la structure bainitique .

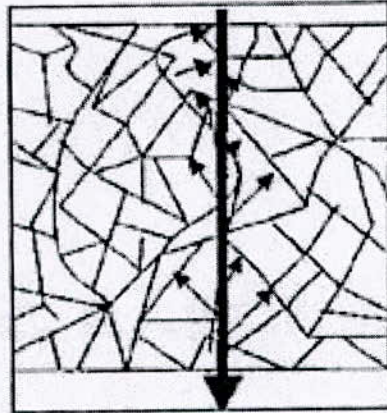
La microstructure martensitique est la moins diffusante des ondes ultrasonores, cela est due à la réduction de l'isotropie, les matériaux sont en règle générale anisotrope, mais cette anisotropie est plus ou moins prononcée d'un matériau à un autre .

Lorsque les matériaux présentent une faible anisotropie élastique, qui peut provenir de l'influence des essais mécaniques comme le laminage, les grains s'orientent dans la même direction et la perméabilité de l'onde ultrasonore est rendue facile suivant une direction, ainsi la diffusion est réduite.




**Fig 5 :** Structure anisotrope orientée  
(bonne perméabilité acoustique suivant une direction)

Si les grains sont orientés en désordre, l'onde ultrasonore rencontrera souvent lors de son passage à travers le matériau, des caractéristiques mécaniques différentes devant et derrière les joint de grains, le résultat est une diffusion acoustiques plus ou moins prononcée selon le degré de l'anisotropie.



**Fig 6 :** Structure anisotrope d'orientation aléatoire  
(mauvaise perméabilité acoustique )

Néanmoins, le degré de l'anisotropie n'est pas le seul critère déterminant la diffusion du matériau, une autre caractéristique du matériau joue également un rôle important c'est la taille de grain [24].



*Partie Expérimentale*



# Chapitre 4

---

---

## □ **Caractérisation destructive et non destructive :**

- Introduction
- Choix du matériau et analyse chimique
- Traitement thermique
- Analyse métallographique

### **a- Caractérisation destructive**

- Essai de dureté
- Essai de résilience

### **b- Caractérisation non destructive (les ultrasons)**

- Méthode par écho
- Mesures des vitesses des ondes longitudinales en incidence normale
- Mesure de l'atténuation

## 1- Introduction :

Le but de cette partie est de reproduire certaines structures metallographiques susceptibles de se produire lors d'une séquence de soudage en effectuant des traitements thermiques spécifiques.

Ceci nous permet d'analyser et de comprendre les propriétés métallurgiques de notre acier et éventuellement prévoir les structures qui présentent des risques sur le comportement du matériau en service.

### - La soudabilité métallurgique :

*Elle est définie par :*

- La notion du Carbone équivalent ( C.E ) :

$$( C.E ) = \% C + \%Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Cu + Ni )/15$$

CE = 0.57 : c'est la valeur calculée à partir des teneurs des éléments de l'acier 15CD4-05 .

Pour cette valeur de C.E qui est supérieure à 0.4, les aciers sont difficilement soudables, et il y a un risque de fissuration, même un préchauffage ne permet pas d'espérer techniquement, une sécurité de l'assemblage.

- La notion du Carbone équivalent compensé ( C.E.C ) :

$$C.E.C = C.E + 0.0254e \quad e = \text{épaisseur en (cm)}$$

$$C.E .C = 0.59 \quad \text{pour une épaisseur de 8mm.}$$

Pour des valeurs de C.E.C dépassant 0.50, l'acier est douteux en soudage .

### - Le préchauffage :

*En bref , le préchauffage a pour but de :*

- Diminuer la trempe dans la zone de transformation (soudabilité métallurgique)
- Atténuer les tensions internes consécutives aux dilatations et retraits ( soudabilité constructive)

### - Température de préchauffage :

Elle est calculée selon la formule empirique définie par :

$$T_p = 350\sqrt{C.E.C - 0.25} \quad T_p = 200 \text{ °C ( pour l'acier 15CD4-05 )}$$

### - Le remède :

Le remède se fait par un préchauffage à 200°C, un postchauffage de 30mn à 1h à la même température et un traitement de revenu à 650-725°C .

## 2- Choix du matériau et analyse chimique :

Le choix du matériau est fait suite à un problème de soudabilité de l'acier, il est selon la norme française NF.A36-206 de nuance « 15 CD 4-05 »équivalent à A335P11 selon l'ASTM.

Ces aciers destinés aux appareils travaillant à température élevée (environ 560°C) sont très utilisés en chaudronnerie et tuyauteries pour appareils à pression (environ 120 bars).

Après décapage mécanique et nettoyage chimique, l'échantillon a subi une analyse spectrométrique à fluorescence X au laboratoire de métallurgie de la B.C.L de Blida.

Cette analyse a donné la composition suivante :

Eléments	C	Si	P	Mn	S	Ni	Cr	Mo	V	Cu
(%) max	0.18	0.12	0.007	0.65	0.029	0.09	0.85	0.46	0.01	0.27

**Tableau 1 : Composition chimique réelle .**

Les résultats du tableau précédent confirme ceux indiqué par la norme N.F.A36-206 .

Eléments	C	Si	P	Mn	S	Ni	Cr	Mo	V	Cu
(%) max	0.18	0.35	0.035	0.80	0.035	0.30	1.20	0.60	0.04	-

**Tableau 2** : Composition chimique selon la norme.

## 2.1- Analyse et comportement des éléments influents :

### • Le Chrome :

Est un élément trempant très actif, il augmente la résistance à la rupture des aciers faiblement alliés.

Par contre son rôle est plus intéressant quand il est utilisé conjointement avec le Mo ; ces deux éléments donnent des aciers résistant à des températures supérieures à 450-500°C .

### • Le Molybdène :

Elément noble, dont le rôle trempant est très actif .Toutefois dans les aciers de construction, sa teneur, généralement entre 0.5 - 1.25 est surtout génératrice ,soit d'accroissement de la résistance à chaud, soit d'une diminution de la fragilité des aciers. Dans les inoxydables, une teneur exceptionnelle de 2 à 3% améliore la tenue à la corrosion.

## 2.2- Usinage et dimensions des échantillons :

A partir d'une tôle, on a découpé 10 échantillons de dimension 70×50×8 à l'aide d'une scie mécanique munie d'un système de lubrification pour éviter tout échauffement possible ; afin de déterminer l'influence de la température ainsi que le temps de maintien sur l'évolution de la microstructure.

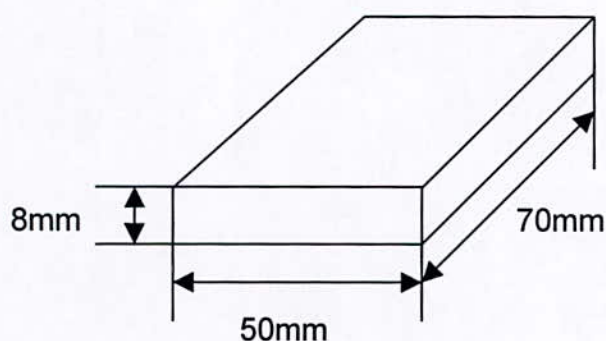


Fig 1. Dimension d'un échantillon.

### 3- Traitement thermique :

Un échantillon a été laissé à l'état brut, tandis que les 9 autres ont subi des traitements thermiques au sein de l'atelier mécanique de l'ENCC Blida dans un four à moufle de marque 'NABER' ayant une température maximale de 1250°C.

#### 3.1- Le Choix des températures :

La ZAT est divisée en trois principaux domaines par rapport à la température atteinte, à savoir :

- Température située entre  $Ac_1$  et  $Ac_3$  ( $729,39^\circ\text{C} < T^\circ\text{C} < 865,63^\circ\text{C}$ ).
- Température située entre  $Ac_3$  et  $1100^\circ\text{C}$  ( $865,63^\circ\text{C} < T^\circ\text{C} < 1100^\circ\text{C}$ ).
- Température supérieure à  $1100^\circ\text{C}$ .

Les températures choisies sont :  $750^\circ$ ,  $950^\circ$ ,  $1150^\circ\text{C}$ .

#### 3.2- Le Choix des temps de maintiens :

En général un point donné subi une succession de pics de températures, diminuant au fur et à mesure que la source de soudage s'en éloigne.

Pour chaque pic de température, le temps de maintien est insignifiant, mais globalement sur plusieurs passes il correspond à la durée de la réalisation de la soudure par rapport à la température la plus faible atteinte.

En plus, on doit admettre que seule l'histoire thermique du dernier pic de température a une importance métallurgique.

En d'autres termes, chaque pic de température atteint, efface ou perturbe l'histoire thermique précédente du point de vue des effets métallurgiques induits.

Les temps de maintien choisis sont : 0 , 30 , 90mn .

Après le chauffage et le temps de maintien, le refroidissement se fait à l'air (à l'extérieur du four). Le tableau ci-dessous indique le repérage des échantillons :

Temps de maintiens / Températures	0mn	30mn	1h30mn
750°C	A	B	C
950°C	A1	B1	C1
1150°C	A2	B2	C2

**Tableau 3 : Repérage des échantillons**

#### 4- Analyse métallographique :

Après avoir traité thermiquement les échantillons, il est nécessaire de procéder à une analyse métallographique. La micrographie est par définition l'étude microscopique des structures, des surfaces polies ayant subi ou non une attaque chimique, car elle met en évidence la nature des phases et leurs répartitions.

##### 4.1- Le polissage :

C'est une opération mécanique qui permet d'avoir des états de surface semblable à celui d'un miroir en utilisant du papier abrasif, il se réalise en deux étapes :

- Le polissage d'ébauche qui est effectué avec du papier abrasif du plus gros au plus fin suivant tel que les n° suivants : 80,240,400,600,800,1000,1200 et cela sous un jet d'eau.
- Le polissage de finition avec la poudre d'alumine 0.05 $\mu$ .

##### 4.2- Attaque chimique :

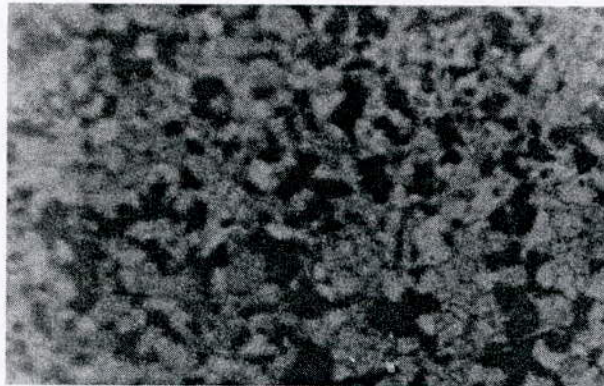
La micrographie nécessite au préalable une attaque chimique appropriée à chaque nuance pour mettre en évidence les structures.

Cette opération donne une différence de couleur entre les différentes phases, car elle est directement liée à la différence de vitesse de réaction des constituants.

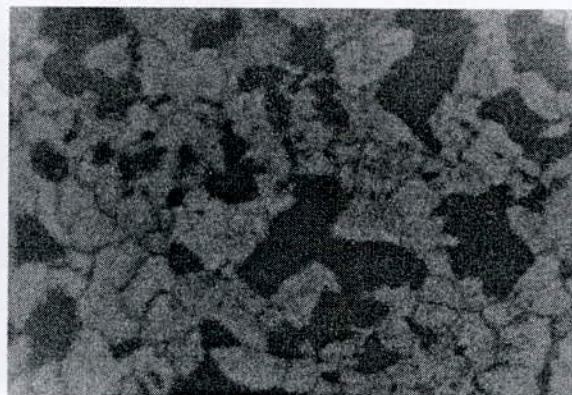
Le réactif chimique utilisé pour notre acier 15CD4-05 (acier faiblement allié) est le nital 4% (4ml d'acide nitrique et 100ml d'éthanol) une fois étalée sur la surface de l'échantillon, un temps de maintien de 2 à 5 secondes est respecté.

### **4.3- Observation micrographique :**

A l'aide d'un microscope optique de marque (ZEISS), muni d'un appareil photo, nous avons pris des micrographies de chaque échantillon avec grossissement 200,500 et cela à GTP (Réghaia) ; mais malheureusement après trois essais (trois pellicules) nous avons pas réussi à avoir des micrographies claires , donc on a décidé de réessayer au CDM (Draria) à l'aide d'un microscope relayé à un micro-ordinateur qui nous donne les micrographie sur disquette ,encore une fois on a pas réussis ; donc on a décidé de choisir les meilleures micrographies .



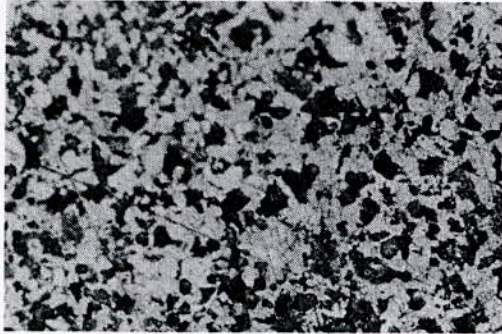
**Structure Brut G200X**



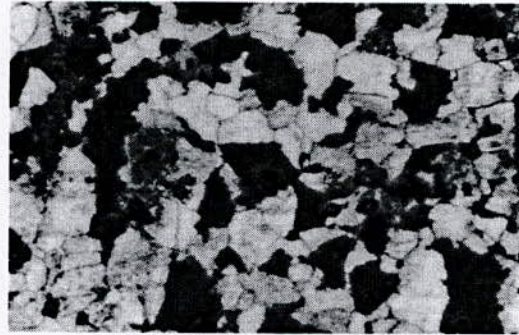
**Structure Brut G500X**

**Planche 1**

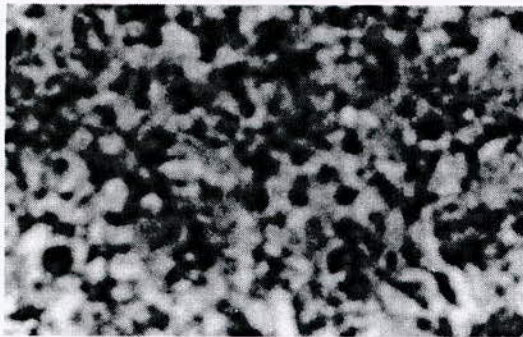




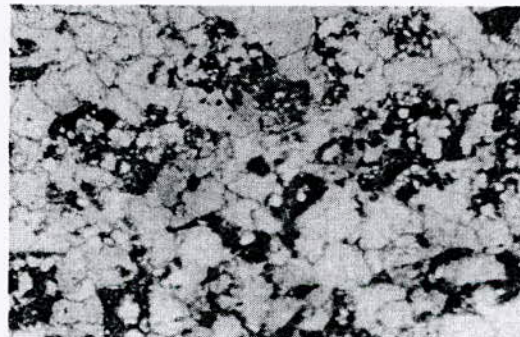
T=750°C ,t=0mn , G200X



T=750°C ,t=0mn , G500X



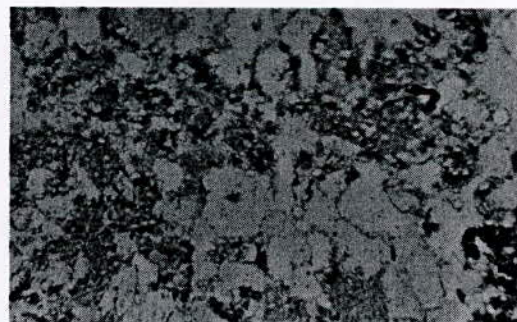
T=750°C ,t=30mn , G200X



T=750°C ,t=30mn , G500X

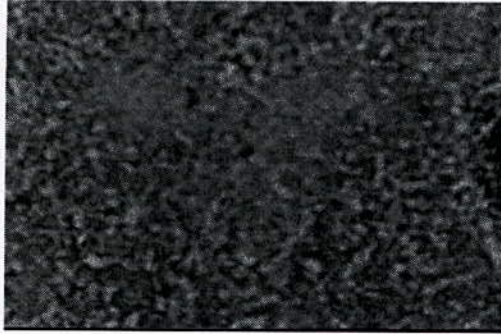


T=750°C ,t=90mn , G200X

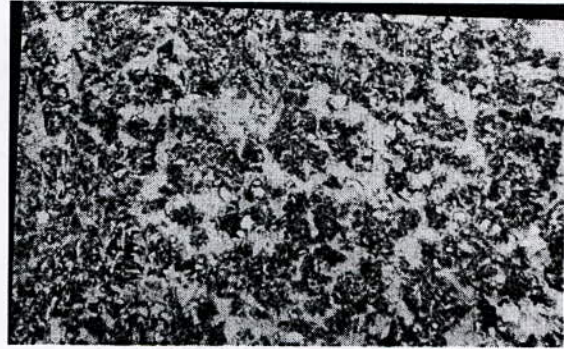


T=750°C ,t=90mn , G500X

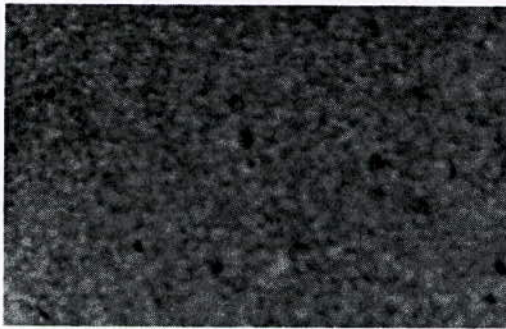
Planche 2



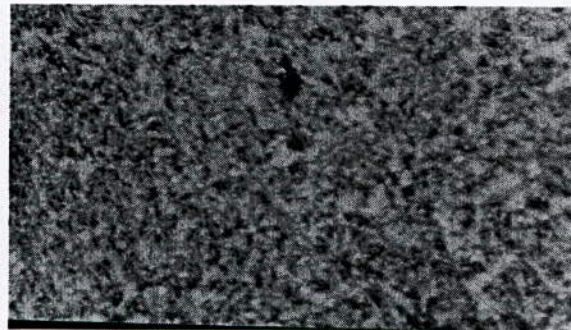
T=950°C ,t=0mn , G200X



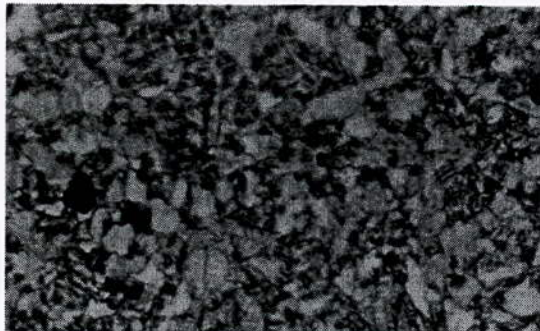
T=950°C ,t=0mn , G500X



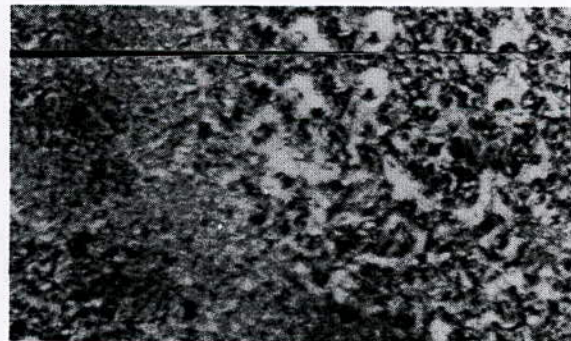
T=950°C ,t=30mn , G200X



T=950°C ,t=30mn , G500X

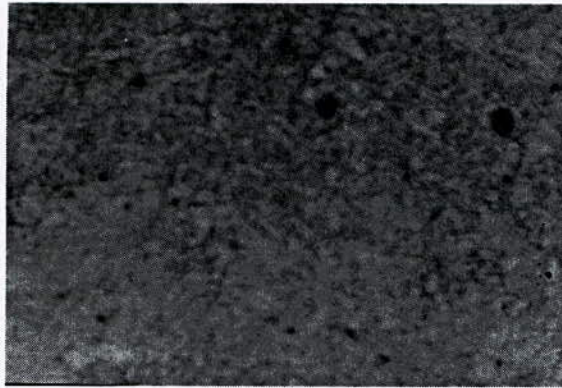


T=950°C ,t=90mn , G500X



T=950°C ,t=90mn , G500X

Planche 3



T=1150°C ,t=0mn , G200X



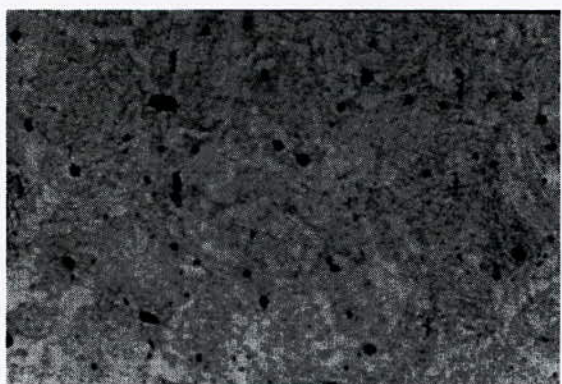
T=1150°C ,t=0mn , G500X



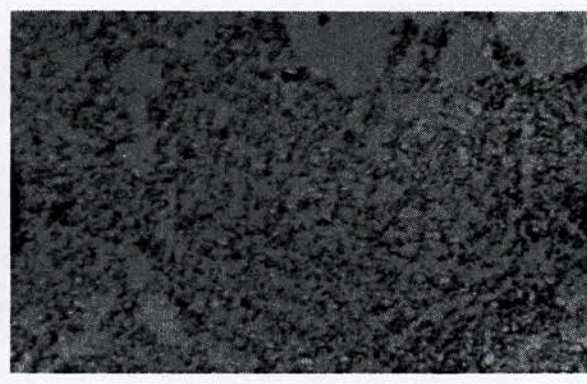
T=1150°C ,t=30mn , G200X



T=1150°C ,t=30mn , G500X



T=1150°C ,t=90mn , G200X



T=1150°C ,t=90mn , G500X

Planche 4

#### 4.4- Interprétation des micrographies

- **Planche 1** : Structure à l'état brut.

On a une structure ferrito-perlitique.

- **Planche 2** : Température 750°C

- Temps de maintien : 0 mn

Il n'y a pas de changement de structure par rapport à l'état brut, toujours structure ferrito-perlitique.

- Temps de maintien : 30 mn

Toujours structure ferrito-perlitique sauf qu'il y a apparition d'une phase de ferrite globulaire très fine.

Le domaine où il y a une transformation partielle de la perlite en austénite est caractérisé après refroidissement par l'apparition d'une ferrite globulaire dans la matrice perlitique .

- Temps de maintien : 90 mn

L'effet du temps de maintien est exprimé par un grossissement de la ferrite (phénomène de coalescence) et une apparition d'une ferrite globulaire dans la matrice perlitique (phénomène de germination).

- **Planche 3** : Température 950°C

C'est un domaine austénitique, pour les trois temps de maintien, on a en générale des structures instables du type bainitique.

- Temps de maintien : 0 mn

On a une structure bainitique avec apparition de certaine zone ferrito-perlitique à grain polyédrique qui est due à une hétérogénéité de la phase austénitique à cette température.

- Temps de maintien : 30 mn

On a une structure bainitique où l'homogénéisation de la phase austénitique.

- Temps de maintien : 90 mn

On a une structure bainitique grossière.

- **Planche 4** : Température 1150°C

A cette température nous avons une austénite grossière où de surchauffe qui est accentuée par un temps de maintien.

- Temps de maintien : 0 mn

On a une structure de trempe de type martensitique.

- Temps de maintien : 30 mn

Le même constat que le temps de maintien 0mn, sauf que l'observation sur microscope a révélé une délimitation de cette structure par une phase à grain polyédrique très fin qui donne l'impression d'un joint de grain entourant la phase austénitique trempé .

- Temps de maintien : 90 mn

Le même constat que le temps de maintien 30mn, sauf que la largeur et l'étendue de ce joint de grain entourant la phase d'austénite trempée est importante.

## a- Caractérisation destructive :

### 1- Essai de dureté Vickers :

#### 1.1- But de l'essai :

Le but de cet essai est de mettre en évidence la résistance mécanique du métal .

#### 1.2- Principe de l'essai :

L'essai consiste à imprimer dans la pièce par l'intermédiaire d'un pénétrateur en forme pyramidale droite à base carrée de sommet 136° sous une charge  $F = 49.03 \text{ N}$  , puis mesurer la diagonale  $d$  de l'empreinte laissée sur la surface après enlèvement de la charge .

$$HV = 0.189F/d^2$$

$$d = \frac{d_1 + d_2}{2}$$

$F$  : charge d'essai en Newton.

$d$  : diagonale de l'empreinte en mm.

#### 1.3- Résultats de l'essai de dureté :

Echantillons	Duretés HV5	Moyenne
Brut	146-153-135-135	142,25
A	142-152-146-154	148,50
B	163-154-161-148-152	155,60
C	167-164-175-157-166	165,80
A1	205-209-234-197-199-221	210,85
B1	239-219-217-227-221	224,60
C1	200-214-213-191-209-211-203	205,85
A2	231-222-239-231-243-226-245	233,85
B2	211-208-217-203-205-207	208,50
C2	211-211-198-199-200-209-205-224-206	207,00

Tableau 4 : Résultats des mesures de dureté

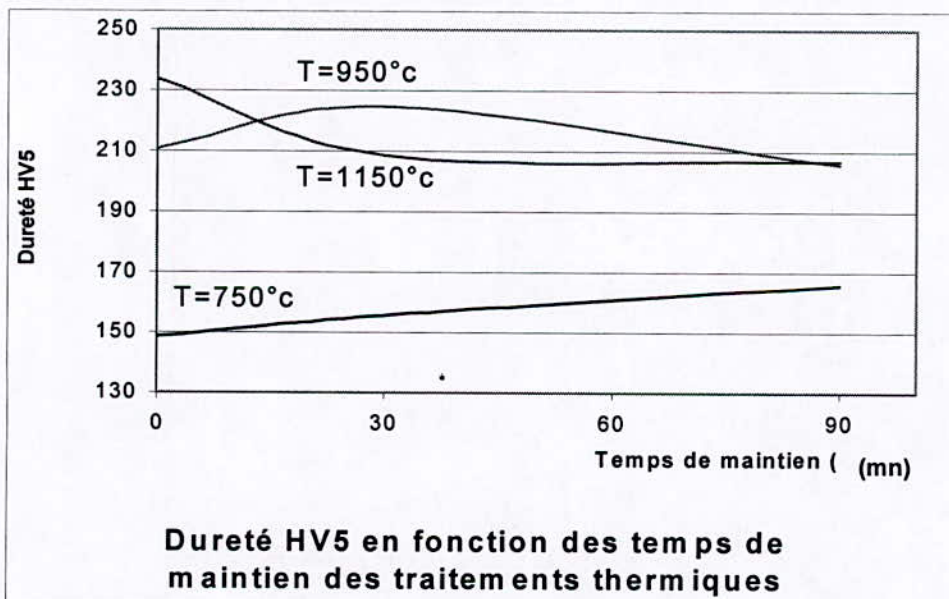
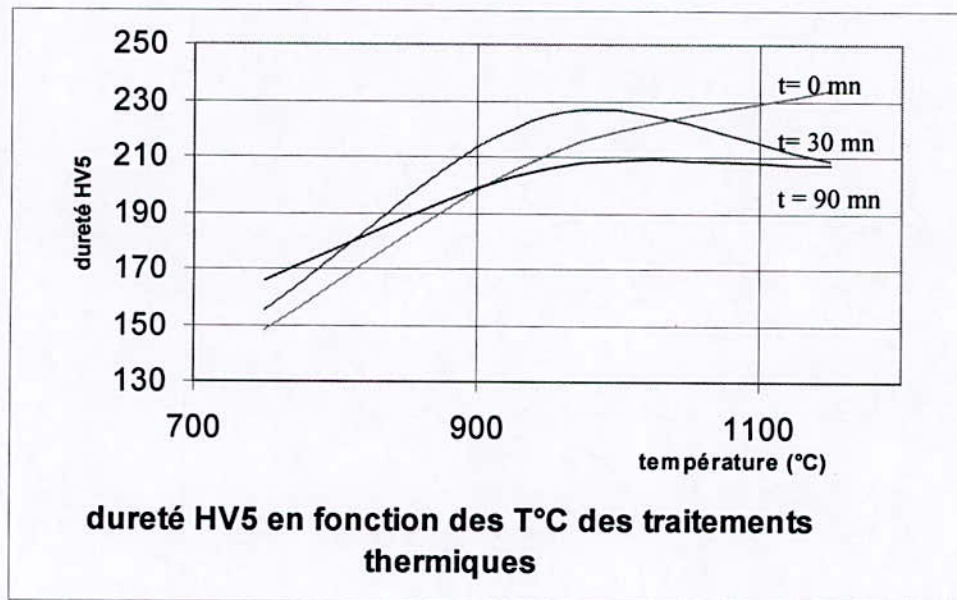


Fig.2 : Courbes de dureté HV5

#### 1.4- Interprétation des résultats :

Les résultats de dureté sont en concordance avec les micrographies obtenues . La figure 2 qui exprime la dureté en fonction des temps de maintien pour une température de traitement donné montre l'augmentation de la dureté à 750°C , ceci peut être expliquer par l'apparition à 90mn de la structure de la ferrite globulaire dans la matrice perlitique .

A 950°C la dureté la plus élevée est celle de temps de maintien 30mn où l'austénite est homogène par contre elle diminue pour 90mn à cause de l'augmentation du taux de ferrite et ce pour des raisons de décarburation (formation d'une calamine). Ce phénomène est plus explicite pour la température de traitement de 1150°C .



## 2- Essai de résilience :

### 2.1- But de l'essai :

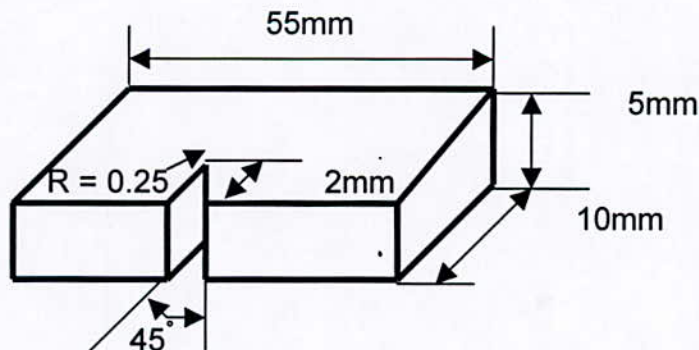
Le but de cet essai est de mettre en évidence les propriétés de ténacité du métal. On désigne par ténacité la propriété que présente un métal difficile à rompre au choc, par opposition à la fragilité qui est la propriété de rupture fragile, avec ou pas de déformation plastique.

### 2.2- Principe de l'essai :

L'essai consiste à rompre d'un seul coup de mouton pendule, une éprouvette entaillée en son milieu et reposant sur deux appuis. On détermine l'énergie  $W$  absorbée dont on déduit la résilience.

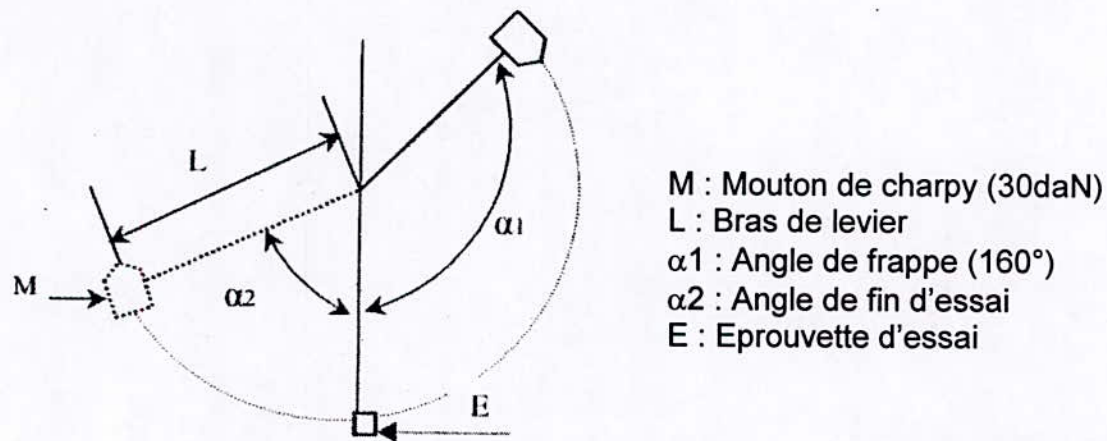
$$\text{Résilience} = \frac{\text{Energie absorbée par la rupture } W \text{ (joule)}}{\text{section au droit de l'entaille (cm}^2\text{)}}$$

Les éprouvettes ont les dimensions suivantes : 5×10×55 avec une entaille en V, selon la norme ASTM.E23 :



**Fig.3** : schéma d'une éprouvette de résilience (entaille en V).

Les essais ont été effectués au sein de GTP/Labo métallurgie.



**Fig.4** : Principe de l'essai de résilience

$$W = M.L.\cos(\alpha) \text{ et } W = W_1 - W_2 \quad M = 30 \text{ dAN (masse du mouton de charpy)}$$

D'où l'énergie dépensée pour rompre l'éprouvette est :

$$W = M.L.(\cos \alpha_1 - \cos \alpha_2) \text{ [joule].}$$

$$KCV = \frac{W}{S} \text{ [j /cm}^2\text{]}$$

**2.3- Résultats de l'essai de résilience :**

<b>Echantillons</b>	<b>KCV (joule/cm<sup>2</sup>)</b>
Brut	140
A	161,65
B	116,65
C	100
A1	145
B1	131,65
C1	143,32
A2	112,5
B2	92,5
C2	115

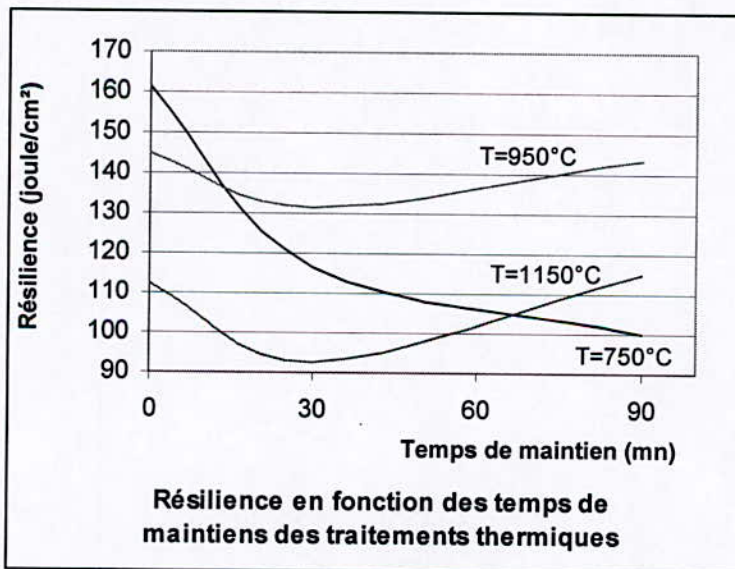
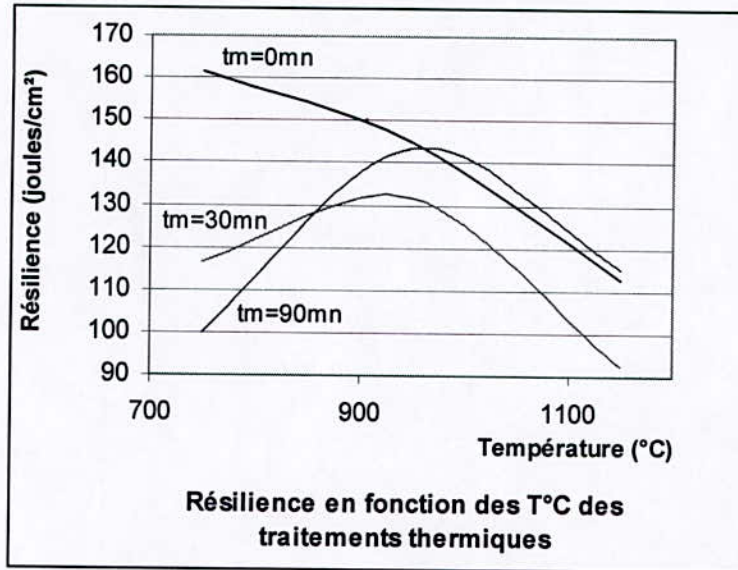


Fig 5 : Courbes de résilience KCV

## 2.4- Interprétation des résultats :

Les résultats de la résilience confirment les résultats de dureté et de micrographie obtenus où la résilience augmente avec la diminution de la dureté ; c'est ce que montre la figure 5 où nous constatons une nette diminution de cette propriété par rapport au traitement thermique de 750°C pour différents temps de maintien .

## Conclusion de la Partie destructive :

Malgré les aléas que nous avons rencontré à réaliser des micrographies claires et ce pour des raisons d'étalonnages des microscopes utilisés, nous nous sommes contenté d'analyser les transformations de phases par rapport à l'observation sous microscope .

Cependant, l'analyse n'est pas exhaustive et nécessite d'autres méthodes d'investigations (microscope électronique à transmission, spectroscopie à dispersion d'énergie) qui nous permettent d'analyser avec exactitudes et certitudes les différentes phases engendrées (analyse qualitative et quantitative), telle que la nature de la phase ferrite globulaire et l'existence des carbures susceptibles théoriquement d'exister . Ceci nous permet d'avoir plus de détails quant à la confirmation des analyses .

## **b- Caractérisation ultrasonore :**

### **1- Introduction :**

Les mesures ultrasonores sont effectuées en incidence normale et elles ont concerné les 9 échantillons traités thermiquement et l'échantillon à l'état brut afin d'établir les variations probables d'un cas à l'autre et cela avec deux fréquences différentes : 5 et 10 MHz.

### **2- Description de l'appareillage de mesure :**

L'appareillage de mesure est composé d'un générateur d'impulsion électrique (émetteur – récepteur) de marque Sofranel qui produit à une cadence réglable des impulsions d'amplitudes élevées, d'un oscilloscope numérique de type Tektronix TDS 3054 et une cuve à immersion remplie d'eau douce et une commande moteur qui commande la sonde suivant les axes (x,y,z).

### **3- Méthode par écho :**

Cette méthode consiste à utiliser un palpeur (émetteur – récepteur), excité par un signal électrique de courte durée, il émet une impulsion ultrasonore qui se propage dans l'échantillon à une vitesse  $V_l$ , toute discontinuité du milieu sondé entraîne un changement d'impédance acoustique, une réflexion se produit alors ; ce qui donne naissance à un écho détecté par le palpeur.

Les signaux recueillis par le palpeur sont transmis à un oscilloscope sur lequel on peut calculer  $\Delta t$  et  $\Delta v$  qui vont servir à calculer la vitesse des ondes longitudinales et l'atténuation.

### 3.1- Mesures des vitesses des ondes longitudinales en incidence normale :

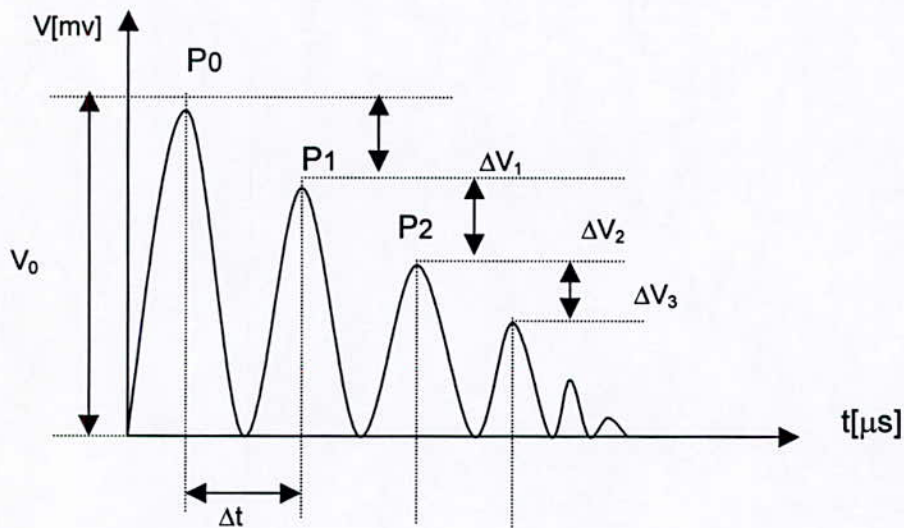
Pour mesurer les vitesses des ondes longitudinales, il suffit de mesurer le temps que met l'onde pour parcourir un aller retour à travers l'épaisseur de l'échantillon.

L'échantillon doit être perpendiculaire au palpeur pour que les signaux aient une valeur maximale :

$$V_L = \frac{\Delta x}{\Delta t} \text{ [m/s]}$$

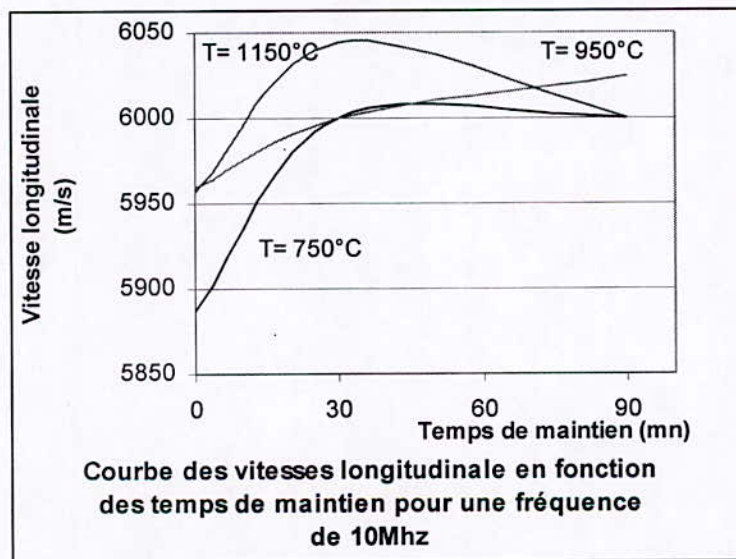
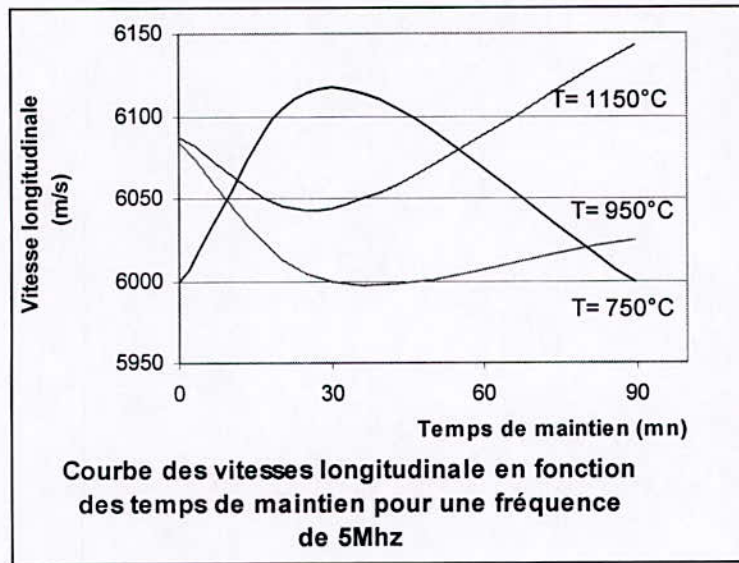
$$t_q : x = 2e \text{ [mm]}$$

$e$  : épaisseur de l'échantillon.



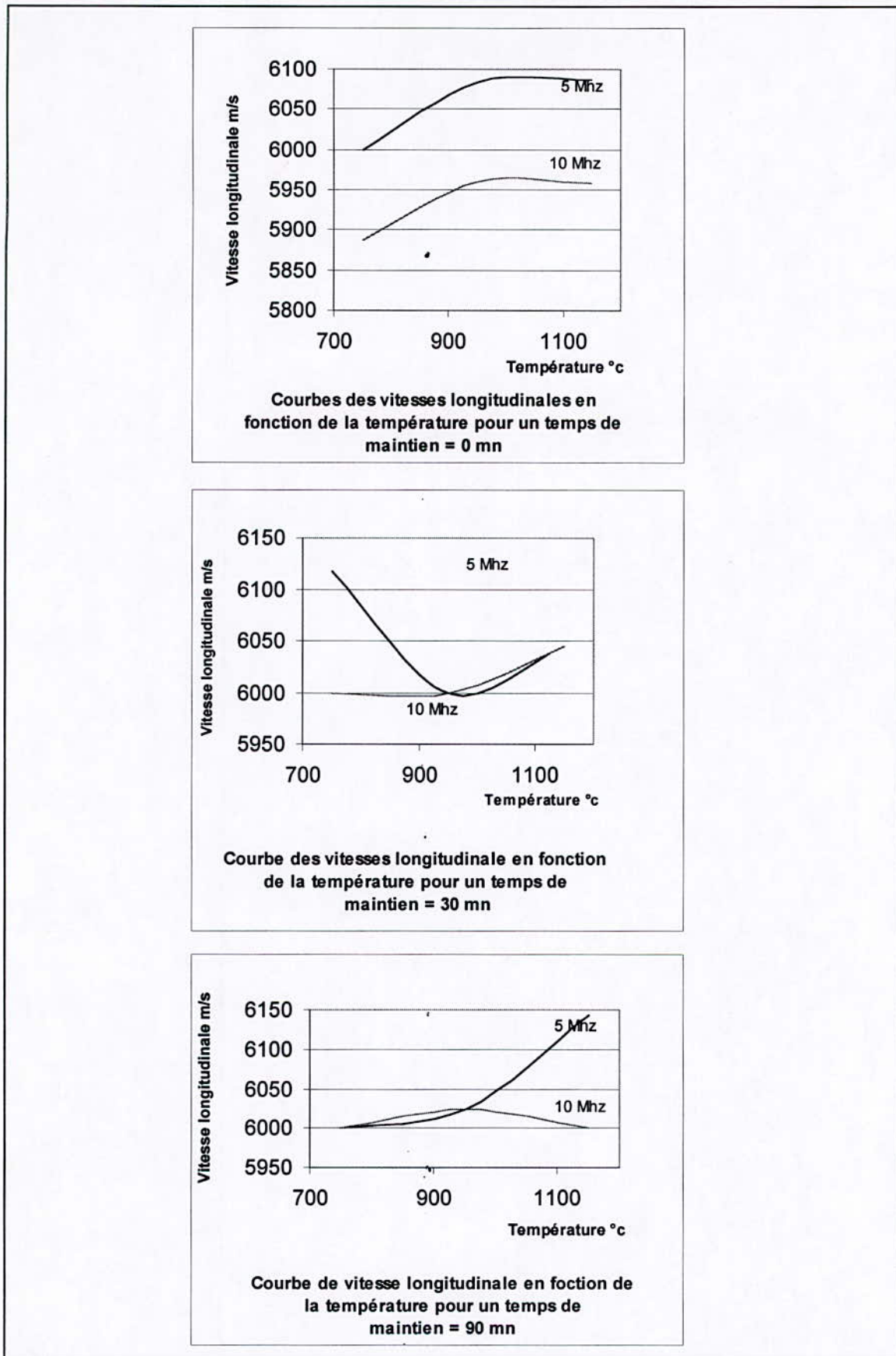
**Fig.6** : Signal des échos d'ondes longitudinales (Incidence normale).

- Les résultats obtenus sont représentés dans les graphes qui suivent :



**Fig.7** : Courbes des vitesses longitudinales en fonction de la température pour des fréquences données





**Fig.8 :** Courbes des vitesses longitudinales en fonction de la température pour des temps de maintiens donnés

### 3.2- Mesure des atténuations :

La méthode la plus utilisée pour la mesure de l'atténuation, consiste en la possibilité de visualiser sur l'écran une série d'écho décroissant exponentiellement, qui correspondent à un affaiblissement du signal réfracté par l'échantillon, à chaque aller retour de l'onde à travers la pièce.

Dans cette méthode il est supposé que l'affaiblissement d'une onde plane est proportionnel à son amplitude et au trajet parcouru.

Ainsi en résonant sur la pression acoustique, cela conduit à écrire :

$$dp = -\alpha p dx$$

Où  $dx$  : le trajet parcouru par l'onde.  
 $\alpha$  : le coefficient d'atténuation.  
 $\alpha$

En intégrant, il apparaît que la décroissance est une fonction exponentielle de la distance parcourue.

$$P = P_0 \exp(-\alpha x)$$

Où  $P_0$  : la pression initiale (valeur max du premier pic)

$$\text{Donc } \alpha = \frac{1}{x} \ln \frac{P_0}{P_n} \text{ [Np/mm]}$$

En pratique, le coefficient d'atténuation est déterminé en mesurant les amplitudes des signaux successifs correspondant à un nombre d'aller-retour de l'onde dans la pièce. Ces signaux sont identiques en mesure de temps entre chaque sommet consécutif.

- Les résultats obtenus sont représentés dans les graphes qui suivent :

Le coefficient d'atténuation pour 5Mhz est égale : 49,90 nepers/ m et celui de 10Mhz est égale : 64,61 nepers/ m .

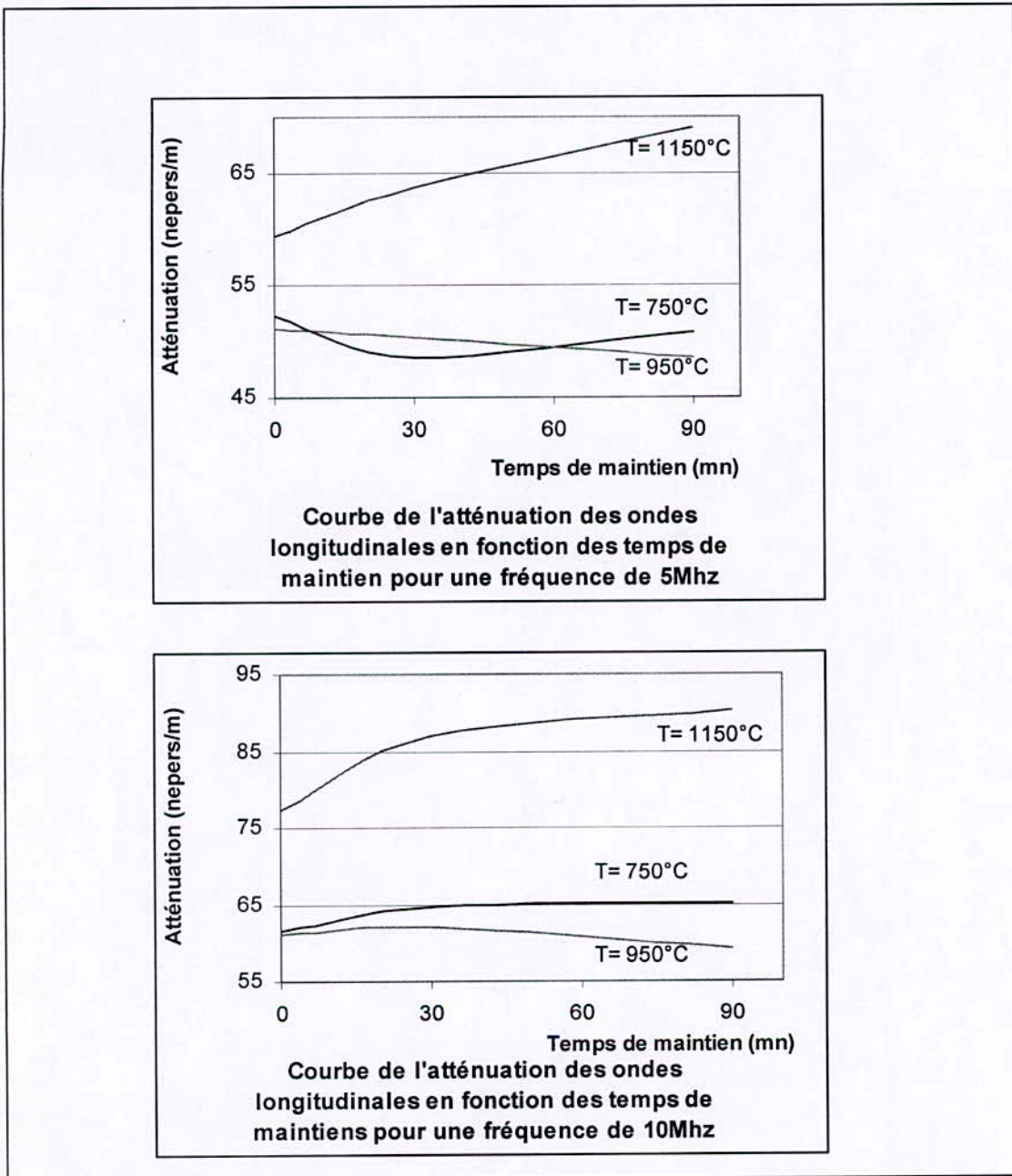
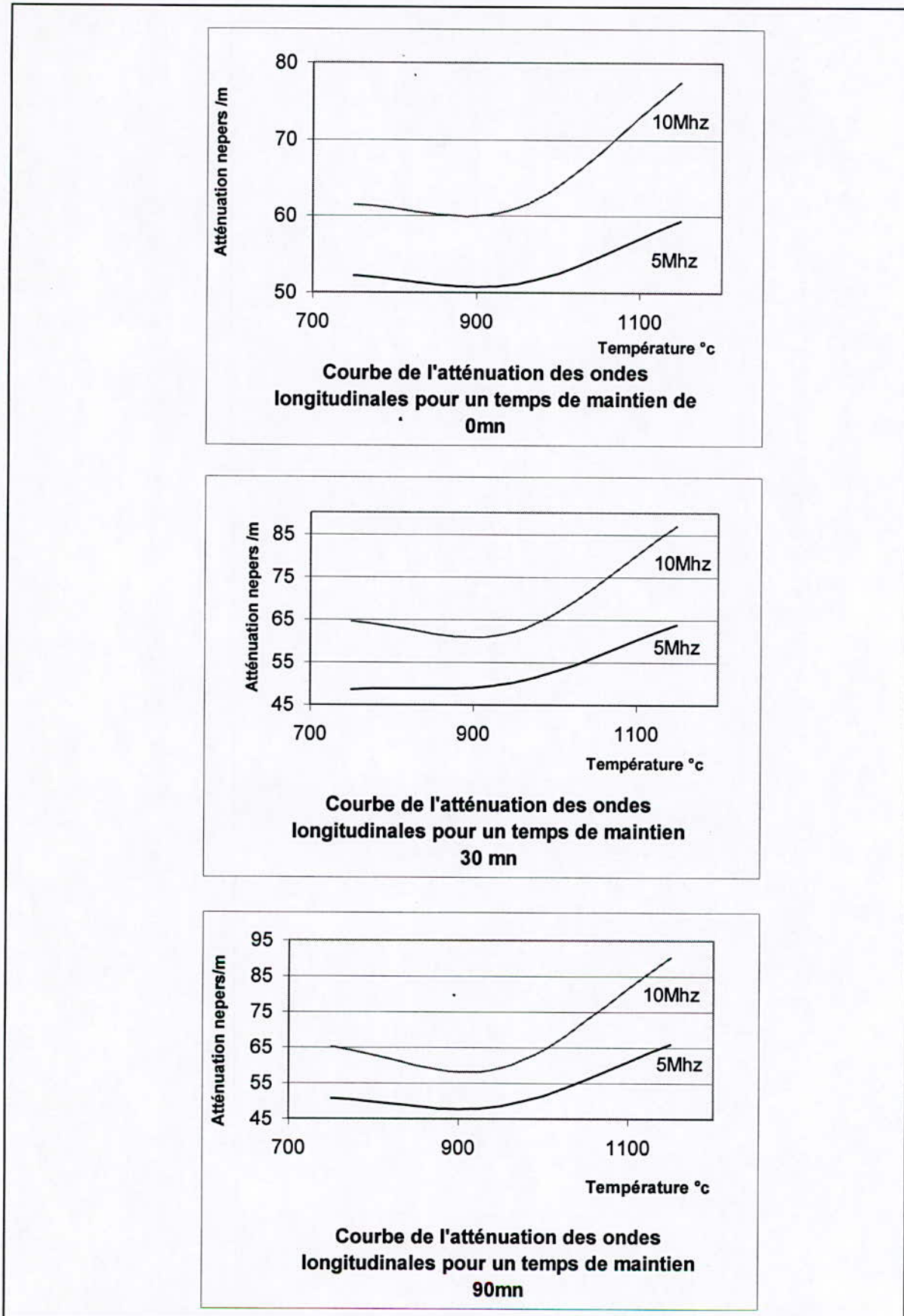


Fig.9 : Courbes des atténuations des ondes longitudinales pour des fréquences données



**Fig.10 :** Courbes des atténuations des ondes longitudinales pour des temps de maintiens donnés

## Interprétation des courbes de vitesses longitudinales et des atténuations :

La vitesse de référence qui est celle de l'échantillon à l'état brut et quelque soit la fréquence pratiquement la même et d'une valeur de 5960 m/s .

- **Fréquence 5Mhz :**

Sachant que la vitesse longitudinale est en fonction du coefficient de *Poisson* et de *Lamé*, les variations de la vitesse longitudinale d'un échantillon à un autre définis en quelque sorte directement l'élasticité du milieu .

Il en est ainsi pour 750°C ou on remarque une augmentation jusqu'à 30mn puis une diminution de l'élasticité de l'échantillon, par contre l'effet inverse est constaté pour les températures 950°C et 1150°C (fig.7) .

Concernant l'atténuation des ondes élastiques nous constatons une constance de l'atténuation pour les températures 750, 950°C quel que soit le temps de maintien et son augmentation régulière pour 1150°C (fig.9) .

L'élasticité des différents échantillons est liée à leur homogénéisation aux températures et aux temps de maintiens élevés .

La particularité des échantillons traités à 1150°C est justifiée par l'absorption de l'onde liée à la forme polyédrique très fine des grains et peut être par l'apparition des carbures non visibles sur les micrographies .

L'observation de l'allure de la courbe de la vitesse longitudinale de l'onde élastique (fig.7) par rapport à celle des duretés (fig.2) nous permet de compléter les informations données ci-dessus par un début d'apparition de ferrite globulaire dans la matrice perlitique à partir de 30mn à la température 750°C ; la même constatation est faite à 950°C on raisonnant cette fois-ci sur l'augmentation d'un taux de ferrite lié à une décarburation qui s'initie à partir de 30mn et beaucoup plus explicite pour 1150°C .

- **Fréquence 10Mhz :**

L'allure de la courbe de la vitesse (fig.7) est pratiquement la même quelle que soit la température puisqu'elle augmente jusqu'à 30mn, puis devient constante au-delà .

Quant à l'atténuation à cette fréquence (fig.9), elle est pratiquement de la même allure que celle de la fréquence 5Mhz aux températures respectives .

Cependant, elle est plus importante en valeurs relatives (fig.10) ce qui est logique puisque la longueur d'onde est plus petite à cette fréquence et donc il y a lieu d'attribuer cette augmentation supplémentaire de l'atténuation à l'absorption à l'intérieur des grains d'une part et à un milieu qui devient dispersif .

A cette fréquence la tendance inverse par rapport à l'allure des courbes de dureté n'est confirmée qu'à la température 1150°C quel que soit le temps de maintien ; pour les deux autres températures le milieu est dispersif pour l'onde (c'est à dire la vitesse est en fonction de la longueur d'onde) et donc une analyse devrait être plus approfondie et plus particulièrement par des mesures de plus hautes fréquences .

Les courbes d'atténuation (fig.9) des différentes fréquences montrent, par rapport à l'allure des courbes de résilience (fig.5) qu'effectivement le milieu devient dispersif et plus particulièrement à la température 1150°C pour laquelle la résilience est la plus faible .

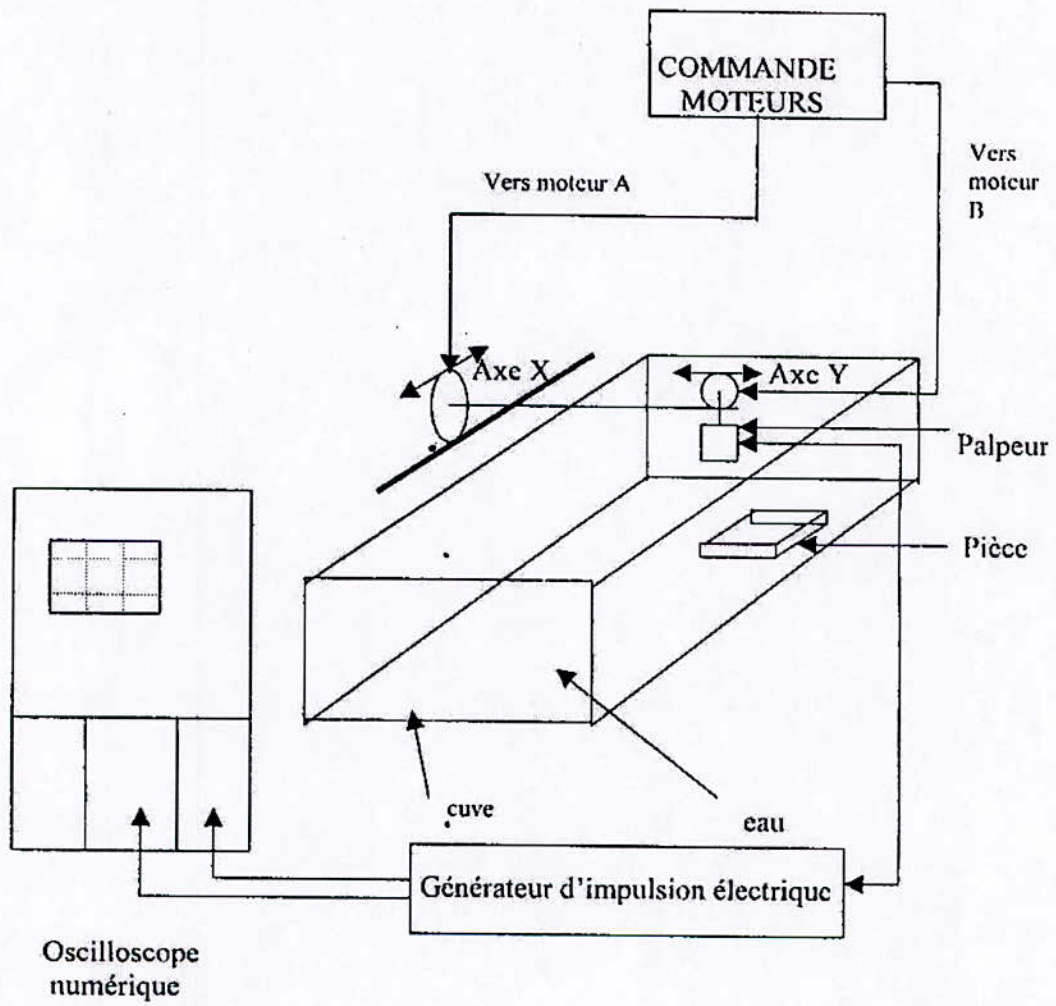


Fig.11 : Dispositif en immersion pour la prise de mesure sous incidence normale

# Conclusion Générale

---

---

Même si la complexité du travail entamé ne résidait pas uniquement dans son aspect scientifique et technique, les résultats obtenus sont significatifs même si pour certains ils doivent être plus approfondis en particulier, afin de confirmer certaines corrélations entre le comportement d'une onde ultrasonore et les différents résultats destructifs .

Concernant la partie métallographique les différents traitements thermiques ont donné les résultats prévus telle que la trempabilité qui représente l'un des problèmes les plus ardues en soudage tel que celui des appareils à pression (chaudières) .

La caractérisation par voie non destructive a permis de confirmer la plupart des résultats des essais destructifs (micrographie, dureté, résilience) .

Cependant des essais de traction auraient été fort utiles dans notre analyse puisqu'ils auraient permis l'évaluation du module de *Young* et des coefficients de *Lamé* .

Dans cette aventure dans de nouvelles techniques de caractérisation non destructives des matériaux, sujet de recherche actuelle, il y a lieu de citer d'autres tentatives de contrôle non destructives ou utilisant d'autres techniques .

La première qui est la tomographie X, ne nous a pas permis d'avoir des résultats significatifs par la différence minime entre les différentes phases présentes dans un échantillon.

Quant à la tentative par les bruits de *Barkhausen* les résultats obtenus n'ont pu être présentés par faute de temps.

Cette expérience m'a permis de rencontrer des scientifiques de valeur puisque les travaux ont été réalisés dans différents laboratoires connus par leur expérience sur le terrain .

Ce travail mérite d'être complété par d'autres travaux à fin de répondre à un besoin toujours grandissant de la caractérisation et l'évaluation non destructive des matériaux faisant partie d'un assemblage soudé, d'installation industrielle en service .



# Bibliographie

---

---

- [1] Bases métallurgiques du soudage, H.Granjon ( Eyrolles 1989)
- [2] Précis de soudage brasage et techniques connexes, R.Le gouic ( Eyrolles 1982)
- [3] Revue de métallurgie (n° 10. 1976)
- [4] Mécano soudage fabrication ( Cetim )
- [5] Guide de l'utilisateur du soudage manuel. Notions de technologie et de métallurgie matériel et produit ( 1987)
- [6] Revue souder ( janvier 1993)
- [7] Mécano soudage conception ( Cetim )
- [8] Précis de métallurgie, J.Barralis et G.Maeder (Nathan 1990)
- [9] Métallurgie, alliages métalliques,tome 1, C.Chaussin et G.Hilly (Dunod 1976)
- [10] Métaux et alliages, H.De Leiris (masson et cie 1971)
- [11] Métallurgie et traitements thermiques des métaux , I.Lakhtine (Mir 1978)
- [12] Pressure vessel piping, Y.Nishizaka and Y.Hara (Confer 1985)
- [13] Metall.Trans.A , T.Wada and V.A.Biss (vol 14A 1983)
- [14] Metall.Trans.A , T.Wada and V.A.Biss (vol 16A 1985)
- [15] Metall.Trans.A , N.S.Chervuvu (vol 20A 1989)
- [16] Les matériaux, J.M.Dorlot (ENP de montréal 1987)
- [17] Les principes de base du traitement thermique des aciers, A.Constant, G.Henry (NYC 1986).
- [18] Précis de métallurgie appliquée, A.Roos et B.Milet (Lavoisier 1982)
- [19] Technique de l'ingénieur ( Vol. M110-12 )

- [20]** Ondes élastiques dans les solides, E. Dieulesaint (1974)
- [21]** Cours d'ultrasons. Niveaux III, centre d'actualisation scientifique. Lyon
- [22]** Mémoire PFE. Caractérisation non destructive de la dureté de l'acier par ultrason, R.Hired et M.Achour ( INGM 1997)
- [23]** Ultrasonic testing of materials, J and H.Krautkramer (Springer- Verlag 1983 )
- [24]** Les contrôles ultrasonores des joints soudés austénitiques Krautkramer